ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2013

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Сенопальников В.М., Сивков В.Л. Образование внеосевой ликвационной
неоднородности
Телицына О.В. Математическая модель формирования однонаправленной
структуры в "стартовой" зоне высокоскоростной направленной кристаллизации
турбинных лопаток
Паркин А.А., Жаткин С.С., Минаков Е.А. Влияние тока плазменной дуги
на микроструктуру, элементно-фазовый состав и свойства наплавленного
композиционного материала Micro-Melt NT-60

Кузнечно-штамповочное производство

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Воробьев Р.А., Дубинский В.Н., Беляев Е.С., Литовченко В.Н. Влияние
лазерной резки на состояние поверхности и микроструктуру плоских образцов
для испытаний на статическое растяжение 37
Ноздрин И.В. Анализ современного состояния производства и применения
диборида хрома
Денисенков А.Н. Повышение ударной вязкости стали 20ГЛ
микролегированием

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:

Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

🛛 "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2013

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

Зам. председателя редакционного совета: ДЕМИН В.А., д.т.н., проф. КОЛЕСНИКОВ А.Г., дт.н., проф.

Зам. Главного редактора СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н. БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф. БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф. БОКОВ А.А., к.т.н. ГАРИБОВ Г.С., д.т.н. ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф. ГУН И.Г., д.т.н., проф. ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф. ЕРШОВ М.Ю., к.т.н., доц. КАСАТКИН Н.И., д.т.н., проф. КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф. КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц. КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф. КРУК А.Т., д.т.н., проф. ЛАВРИНЕНКО В.Ю., к.т.н., доц. МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф. МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф. НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф. ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф. ПАСЕЧНИК Н.В., д.т.н. ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф. ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф. СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф. СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф. ТРЕГУБОВ В.И., Д.Т.Н. ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф. ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф. ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф. ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф. ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф. БАСТ Ю., Dr.-Ing.habil., prof. TYTMAH T., Dr.Jur. ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: ЛУТОВИНИНА О.Н.

СЕРИКОВА Е.А. За содержание рекламных

материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" 81580, по Объединенному каталогу "Пресса России" 39205, по каталогу "Почта России" 60261) или непосредственно в издательстве.

Ten.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Факс: (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and other productions)

№ 11 November 2013

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief SEMENOV E.I.

Chairman Assistants: DEMIN V.A. KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

Editorial Committee: BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN I.G. EVSYUKOV S.A. FRSHOV M.Yu. KASATKIN N.I. KIDALOV N.A. KOROTCHENKO A.Yu. KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N.V. POVAROVA K.B. POLETAEV V.A. SEMENOV B.I. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M. BAST J. TUTMANN T. ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialists: LUTOVININA O.N. SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Fax: (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Forging and Stamping Productions

Shubin I.N., Venevtseva A.G., Koydan I.M. Deformation of tube during flaring	
process with axial polyurethane pad	18
Galkin V.V., Derbenev A.A., Gerasimov S.A. Construction of experimental	
dependences of stresses intensity of metal on degree of deformation during	
cold heading	21
Mamaev V.B., Mamaev M.V. Mathematical modeling of stress state during plastic	
deformation of body of example precipitation. Part 1. Elemental volume	
and its properties	26

Rolling and Drawing Productions

Physical Metallurgy and New Materials

Vorob'ev R.A., Dubinsky V.N., Belyaev E.S., Litovchenko V.N. Effect of laser cutting
on surface and microstructure of flat samples for static tension tests $\ldots \ldots 37$
Nozdrin I.V. Analysis of current state of production and use
of chromium diboride
Denisenkov A.N. Increase of impact strength of steel 20GL by microalloying 46

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

> Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2013

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74

В.М. Сенопальников, В.Л. Сивков

(Нижегородский государственный университет им. Р.Е. Алексеева)

Образование внеосевой ликвационной неоднородности

Экспериментально показано, что магнитогидродинамическое воздействие приводит к резкой интенсификации выноса ликвирующих примесей в прибыльную часть слитка, повышению химической однородности и подавлению "усов". Предложен механизм образования внеосевой неоднородности, суть которого заключается в коалисценции выделяющихся по междендритным каналам ликватов, их переносу к фронту затвердевания за счет градиента давления по сечению нисходящего двухфазного потока и фиксации на фронте затвердевания.

Ключевые слова: стальной слиток; магнитогидродинамическое воздействие; внеосевая неоднородность; конвекция; ликваты; коалисценция.

Experimentally shown, that magnetohydrodynamic effect leads to sharp intensification liquating removal of impurities in the profitable part of the ingot to chemical homogeneity and suppression "vee". The mechanism of formation of off-axis in homogeneity, the essence of which is the accumulation released by dendritic channels between liquates their transfer to the front of solidification by the pressure gradient over the cross section downstream and locks the front solidification.

Keywords: steel ingot; magnetohydrodynamic effect; off-axis in homogeneity; convection; liquates; accumulation.

Внеосевая неоднородность (ликвационные шнуры, "усы") является наиболее трудноустранимым дефектом стальных слитков. Появление "усов" связано с конвекцией расплава при кристаллизации. Снижение интенсивности движения расплава за счет установленных в изложнице перегородок значительно уменьшает развитие этого дефекта, а полное прекращение перемещений жидкости в осевом направлении, обеспеченное внутри установленных в форме горизонтальных кварцевых трубок, приводит к его устранению.

Одним из возможных методов управления движением расплава в затвердевающем слитке является *магнитогидродинамическое воздействие* (МГДВ).

В экспериментах с учетом положительного влияния электрообогрева головной части слитка на осевую неоднородность была принята схема МГДВ за счет взаимодействия электрического поля постоянного тока, проходящего через расплав при электрошлаковом подогреве нерасходуемым электродом, с постоянным магнитным полем соленоида, размещенного вокруг прибыльной части (рис. 1).

Характер движения жидкой фазы по принятой схеме МГДВ на слиток изучали с помощью физического и математического моделирования [1, 2]. Исследования гидродинамических процессов на физической модели слитка показали, что при МГДВ по принятой схеме движение жидкости существенно



Рис. 1. Схема кондукционного МГДВ на затвердевающий стальной слиток



Рис. 2. Фотографии серных отпечатков с осевых темплетов головных частей слитков массой 750 кг, полученных с вводом сернистого железа (три порции) в жидкометаллическую ванну по ходу затвердевания: $a - M\Gamma \Box B; \delta - \Im \Box \Box \Pi \Box$

отличается от естественной конвекции. Весь объем жидкости в скрещенных электрическом и магнитном полях приобретает азимутальную скорость. Вдоль внутренней поверхности изложницы имеет место нисходящий поток, а в осевой области — восходящий. По высоте модели проявляются две ярко выраженные зоны движения жидкости:

- зона "интенсивной циркуляции", прилегающая к верхнему токоподводу, скорости в которой в вертикальном, радиальном и азимутальном направлениях значительно превосходят скорости естественной конвекции;
- "застойная" зона, располагающаяся в объеме тела слитка, где скорости потоков ниже скоростей естественной конвекции.

Краситель, имеющий плотность меньше, чем плотность модельной жидкости, выносится из "застойной" зоны в область "интенсивной циркуляции" и концентрируется в ней.

Качественно результаты компьютерного исследования гидродинамических процессов хорошо согласуются с данными, полученными на физической модели. Было показано, что в прибыли слитка при МГД-обработке в сравнении со слитком обычной разливки и вариантом электрошлакового подогрева прибыли (ЭШПП) возникает интенсивная замкнутая циркуляция расплава, тормозящая нисходящий вдоль фронта затвердевания поток в теле слитка. Азимутальная составляющая скорости расплава в слитке с МГДВ плавно снижается по мере удаления от мениска.

Проверку влияния выявленных при МГДВ эффектов (торможения нисходящего потока конвекции, выноса примесей из "застойной" зоны в область "интенсивной циркуляции" и удержания в ней) на развитие неоднородности в стальном слитке проводили экспериментально при изучении поведения серы, вводимой в затвердевающую в изложнице сталь.

Для этого в процессе МГДВ на слиток массой 750 кг в жидкометаллическую ванну под шлак тремя порциями с интервалами вводили сернистое железо, причем последнюю порцию присаживали после отключения воздействия. Для оценки влияния именно гидродинамических процессов на массоперенос серы в качестве сравнительного варианта отливали слиток с ЭШПП нерасходуемым электродом. Ввод серы осуществляли аналогично варианту МГДВ. В цепи слитка в обоих случаях поддерживали одинаковый электрический режим.

Распределение серы в металле опытных слитков изучали по Бауманским отпечаткам с осевых темплетов (рис. 2).

Полученные данные свидетельствуют, что в процессе МГД-обработки слитков введенная сера переносилась в головную часть заготовки и концентрировалась в ней, в то время как при ЭШПП распределение серы происходило по всему незатвердевшему объему стали. Отключение МГДВ привело к распространению серы в подприбыльную область слитка.

Установлено, что принятая схема МГДВ на стальной расплав, кристаллизующийся в изложнице, обеспечивает перенос примеси от границы затвердевания в интенсивно перемешиваемый объем прибыли.

Для оценки влияния МГД-обработки на развитие физико-химической неоднородности в реальных заготовках была изготовлена партия опытных кузнечных слитков массой 8 т (H/D = 2,0, где H, D – высота и диаметр слитка) и 7,7 т (H/D = 1,63) с конусностью тела 4,5 % из углеродистых сталей. В качестве сравнительных слитки отливали по обычной технологии и с ЭШПП.

Из всех слитков изготовляли осевые темплеты, с которых снимали серные отпечатки для изучения развития ликвационных дефектов и макроструктуры металла (рис. 3).

Для исследования химической неоднородности проводили точечный отбор проб стружки из темплетов и их анализ на содержание серы, фосфора и углерода.

Изучение макроструктуры показало, что протяженность зоны столбчатых кристаллов в слитках опытной партии при опробованных режимах ЭШПП и МГД-обработки практически не изменилась в сравнении со слитками обычной разливки (см. таблицу). Это свидетельствует о незначительном изменении градиента температур в слитке при дополнительном подводе энергии через шлаковую ванну ко времени окончания формирования этой зоны, а также о том, что тепловой фактор в начальный период формирования шнуровой ликвации практически не сказывается на развитии этого дефекта.

Расстояние от поверхности слитков до области проявления Λ -образной неоднородности при обычной разливке и ЭШПП не изменилось (см. рис. 3, *a* и *б*).



Рис. 3. Серные отпечатки с осевых темплетов слитков массой 8 т опытной партии: *а* – сравнительный; *б* – ЭШПП; *в* – МГДВ, 1,5 ч; *г* – МГДВ, 3 ч

В слитках, отлитых с МГД-обработкой при опробованных технологических параметрах, «шнуры» появляются только в объемах металла, затвердевших после отключения воздействия (см. рис. 3, *в*). МГД-обработка в течение времени затвердевания тела слитка обеспечила практически полное устранение Λ -образной и V-образной неоднородностей (см. рис. 3, *г*).

МГД-обработка приводит к резкой интенсификации выноса ликвирующих примесей в прибыльную часть слитка и локализации их в объеме металла, затвердевающего после прекращения воздействия, что фиксируется на серных отпечатках. Химическая неоднородность слитков, подвергнутых МГДВ, снижается в сравнении с обычной разливкой и ЭШПП.

В слитках, полученных с МГДВ, положительная ликвация в периферийных объемах отсутствует, в осевой части подприбыльной области имеет незначительное развитие и достигает максимальных значений примерно на середине высоты тела слитка.

Можно предположить, что это связано с тем, что питание осевой зоны, затвердевающей в последнюю очередь, происходит через узкий, ограниченный по ширине фронтом кристаллизации, канал значительной глубины. Поэтому вынужденная конвекция в нижних объемах этого канала, а следовательно, и массоперенос примесей в при-

быльную часть затруднены.

При уменьшении параметра *H/D* изложницы за счет МГД-обработки было достигнуто полное подавление шнуровой ликвации и дальнейшего повышения однородности слитка (рис. 4 и 5).

На серном отпечатке с поперечного темплета, отобранного на середине высоты прибыльной части одного из слитков МГДВ было отмечено проявление внеосевой неоднородности в виде коротких шнуров, расположенных по радиусу вращения жидкометаллической ванны в плоскости нормальной вертикальной оси (рис. 6).

	Характеристика макроструктуры				
Гехнология отливки (вид и длительность обработки слитка)	Протяженность зоны столбчатых кристаллов в теле слитка, мм от площади осевого темплет:		Протяженность зоны V-образной неоднородности, % от высоты слитка		
	Слитки из стали 4	5 массой 8 т, <i>H/D</i> = 2,0	·		
Разливка сверху, утепление прибыли перлито-графитной смесью		43	53		
ЭШПП, 3,5 ч	7080	36	20		
МГДВ, 1,5 ч		13	39		
МГДВ, 3 ч		1,2	V-неоднородность отсутствует		
	Слитки из стали 35	массой 7,7 т, <i>H/D</i> = 1,63			
Разливка сверху под слоем шлака	50.05	11,5	44		
МГДВ, 3,9 ч	5085	λ-образная неоднородность отсутствует	V-неоднородность отсутствует		

Сводные данные по технологии отливки и макроструктуре слитков опытной партии



Рис. 4. Серные отпечатки слитка из стали 35 массой 7,7 т (H/D = 1,63), отлитого с МГДВ

Поскольку МГД-обработка оказывает динамическое воздействие только на подвижную область формирующегося слитка, то можно утверждать, что образование внеосевой неоднородности начинается в жидко-твердой зоне, а вытягивание ликвационного образования по направлению потока указывает на то, что ликваты в стальном расплаве находятся в виде обособленной жидкой фазы, в том числе в виде "жидких шнуров". Проявление "усов" в области, затвердевшей после отключе-

ния МГДВ (см. рис. 3, *в*), подтверждает определяющее влияние естественной конвекции на образование этого дефекта.

Предложен следующий механизм образования внеосевой неоднородности в стальном слитке.



Рис. 5. Схемы изменения по сечению осевого темплета коэффициентов ликвации, %, по углероду в опытном слитке массой 7,7 т (уровень отбора проб по высоте – от нижних заплечиков слитка)



Рис. 6. Серный отпечаток с поперечного темплета прибыльной части слитка массой 8 т с МГДВ (шнуры внеосевой неоднородности в плоскости нормальной оси слитка)

По мере роста столбчатых кристаллов и снижения температурного градиента перед фронтом затвердевания (из-за увеличения теплового сопротивления затвердевающей корки стали, охлаждения внутренних объемов расплава и нагрева изложницы) скорости конвективных потоков в расплаве уменьшаются, турбулентное течение переходит в ламинарное.

Интенсивность конвективной диффузии примесей от поверхности кристаллов в расплав в значительной мере снижается. Это приводит к возрастанию концентрации примеси в ликвационном слое на границе раздела фаз и снижению температуры ликвидуса сплава в этом слое. Соответственно, непосредственно перед вершинами столбчатых кристаллов термическое переохлаждение расплава становится меньше, чем на некотором удалении от него. Это явление А. Оно [3] названо "концентрационной депрессией термического переохлаждения" ($\Delta T_{\rm KЛTП}$).

Д.Д. Саратовкин (см. кн.: Дендритная кристаллизация. М.: Металлургиздат, 1957. 126 с.) полагает "Область жидкой фазы оказывается изолированной от твердой фазы слоем повышенной концентрации примесей, и дальнейшая кристаллизация в ней может происходить путем образования новых центров кристаллизации, возникающих благодаря местному переохлаждению на некотором расстоянии от конца дендритов зоны транскристаллизации". Имеется в виду термическое переохлаждение $\Delta T_{\rm n}$.

В ликвационном слое перед фронтом кристаллизации переохлаждение ($\Delta T_{\rm n} - \Delta T_{\rm KДT\Pi}$) является достаточным для роста кристаллов ($\Delta T_{\rm p.k}$), но недостаточным для зарождения новых ($\Delta T_{\rm 3.KP}$):

$$\Delta T_{\rm p.\kappa} < \Delta T_{\rm \pi} - \Delta T_{\rm KДT\Pi} < \Delta T_{\rm 3.\kappa p} \ .$$

Непосредственно за зоной КДТП термическое переохлаждение расплава достигает значений, достаточных для зарождения кристаллов на имеющихся активных примесях:

$$\Delta T_{\Pi} - \Delta T_{\mathrm{K} \mathrm{J} \mathrm{T} \mathrm{\Pi}} > \Delta T_{\mathrm{3. kp}}$$

При затвердевании технически чистых металлов малая концентрация примесей в расплаве (и, соответственно, низкие значения $\Delta T_{\rm KДT\Pi}$ на фронте твердо-жидкой зоны) не препятствует росту столбчатых

кристаллов даже при незначительной интенсивности конвекции в малых объемах, но в реальных сплавах снижение $\Delta T_{\rm KДT\Pi}$ перед межфазной поверхностью достигается только в условиях турбулентного конвективного потока.

На зародившиеся за зоной КДТП изолированные кристаллы действуют силы давления со стороны потока расплава, направленного на компенсацию усадки в твердо-жидкой зоне, и обеспечивающие перенос кристаллов к фронту затвердевания; силы гравитации (повышенная плотность примерно на 4 % твердых частиц по сравнению с расплавом приводит к их погружению в последнем); силы давления со стороны нисходящего конвективного ламинарного потока, возникающие в связи с наличием градиента скорости в поперечном сечении этого потока.

Непосредственно за зоной КДТП переохлаждение расплава и его плотность максимальны. Соответственно максимум скорости нисходящего ламинарного конвективного потока ($v_n = max$, рис. 7, *a*) располагается на некотором расстоянии от границы твердо-жидкой и жидко-твердой зон, определяемом шероховатостью первой и вязкостью расплава.

Далее скорость движения жидкости падает до нуля на границе с восходящим потоком. Изолированные кристаллы погружаются в жидкости ($v_k > v_n$), причем скорость погружения увеличивается по мере удаления от фронта кристаллизации, так как менее переохлажденная жидкость имеет пониженную вязкость (рис. 7, δ).

Профиль значений скорости движения кристаллов относительно перемещающегося расплава $v'_{\kappa}(v'_{\kappa} = v_{\kappa} - v_{\pi})$ имеет максимумы на линиях нулевых скоростей конвекции и минимум по линии максимальной скорости потока (рис. 7, *в*).

Давление максимально в зоне минимальной скорости и по сечению двухфазного потока возникают разнонаправленные градиенты давления и силы, перемещающие кристаллы (см. рис. 7, *в*), описываемые формулой из работы В.Г. Левича (Физико-химическая гидродинамика. М.: Физматгиз, 1959. 669 с.):

$$F_{\rm K} = -\int_{0}^{V} \operatorname{grad} P_{\rm K} dV$$

где grad $P_{\kappa} = \gamma v'_{\kappa} dv'_{\kappa} / dx$; P_{κ} – давление на изолированный кристалл со стороны нисходящего потока расплава.

Таким образом, в нисходящем конвективном потоке возникают силы, способствующие концентрации изолированных кристаллов вдоль оси максимальной скорости этого потока и препятствующие их переносу к фронту твердо-жидкой зоны усадочными перемещениями.

Исключением является узкая пристенная область двухфазного потока (скорость потока на границе раздела фаз равна нулю). Здесь силы, действующие на кристаллы $F_{\rm vc.\kappa}$ и $F_{\rm \kappa}$ однонаправлены. Это препятству-



Рис. 7. Схема возникновения сил давления в нисходящем потоке расплава на изолированные кристаллы:

a — профиль скоростей конвективного потока; δ — профиль скоростей погружения кристаллов в расплаве; s — профиль скоростей движения кристаллов относительно жидкости

ет отрыву присоединившихся к фронту твердой фазы изолированных кристаллов от последнего.

Наличие переохлаждения в расплаве обеспечивает рост изолированных кристаллов и, как следствие, обогащение поверхности их осей примесями. Часть ликватов выносится из межосных пространств в окружающий расплав вследствие газовыделения (при снижении растворимости газов при фазовом переходе), капиллярного и фильтрационного массопереноса.

Можно предположить, что, имея отличные от окружающего расплава поверхностное натяжение и вязкость, а также пониженные плотность и температуру затвердевания, ликваты могут какое-то время существовать в виде самостоятельных образований. На эти образования так же как на изолированные кристаллы действуют силы давления, возникающие при усадочных перемещениях расплава $F_{yc,n}$ и вследствие наличия градиента скорости по сечению нисходящего потока F_n :

$$F_{\text{yc.}\pi} = -\int_{0}^{V} \text{grad } P_{\text{yc.}x} \, dV_{\pi} \,, \quad F_{\pi} = -\int_{0}^{V} \text{grad } P_{\pi} \, dV_{\pi} \,,$$

где grad $P_{yc,x} = \gamma v_x dv_x / dx$ — градиент давления в расплаве, обеспечивающий перемещение жидкости к фронту затвердевания вследствие изменения объема при фазовом переходе; V_{π} — объем ликвата; grad $P_{\pi} = \gamma v'_{\pi} dv'_{\pi} / dx$; P_{π} — давление на ликват со стороны нисходящего потока жидкости; v'_{π} — скорость движения ликвата относительно расплава в потоке.



Рис. 8. Схема возникновения сил давления в нисходящем потоке расплава на ликваты:

a — профиль скоростей конвективного потока; δ — профиль скоростей всплывания ликватов в расплаве; a — профиль скоростей движения ликватов относительно жидкости

Ликваты всплывают относительно маточного расплава, причем скорость всплывания увеличивается по мере приближения к оси слитка в связи со снижением вязкости расплава (рис. 8, δ). Профиль значений скорости движения ликватов относительно перемещающейся жидкости в нисходящем потоке (v'_л) имеет максимум по линии наибольшей скорости конвекции (рис. 8, ε).

Силы давления F_{π} со стороны расплава на ликваты в сечении нисходящего потока в пристенной области направлены от линии наибольших скоростей к фронту твердо-жидкой зоны и однонаправлены с усадочными перемещениями расплава. За линией наибольших скоростей эти силы направлены к оси слитка. Градиент скорости по сечению и высоте потока способствует коалисценции ликватов. Частота их слияний резко возрастает с увеличением их размера и определяется зависимостью из работы В.Г. Левича:

$$M = \frac{4}{3} N \text{ grad } v(R_1 + R_2)^3$$
,

где N – число частиц; grad v – градиент скорости потока; R_1 , R_2 – радиусы частиц.

В ускоряющемся двухфазном потоке из ликватов, выделяющихся по межосным пространствам кристаллов, формируются крупные образования, которые сносятся по его течению и вытягиваются в струи ("жидкие шнуры") вдоль границы твердо-жидкой области, фиксируясь на ней усадочными перемещениями расплава.

Присоединяющиеся к дендритному каркасу поверх этих образований ликваты увеличивают их объем, а кристаллы погружаются в них и, срастаясь с соседними, замыкают "жидкие шнуры" со стороны оси слитка. Эти образования в момент своего присоединения приблизительно очерчивают фронт твердо-жидкой области и после полного затвердевания слитка проявляются как шнуры внеосевой неоднородности.

Периодичность расположения шнуров в поперечном сечении слитка зависит от радиуса зоны коагуляции ликватов и их общего объема. Протяженность этих образований увеличивается с возрастанием содержания ликватов в расплаве и уменьшением интенсивности присоединения изолированных кристаллов к границе твердо-жидкой зоны. По мере продвижения вертикального и донного фронтов твердо-жидкой зоны область протяженных ликвационных образований смещается к оси и верхним горизонтам слитка.

В осевой зоне при крайне низких скоростях зарождения и роста изолированных кристаллов снижается интенсивность выделения в расплав ликватов. Это, наряду с повышением вязкости жидкости и снижением скорости двухфазного потока, приводит к прекращению образования шнуров внеосевой неоднородности.

В слитках малой высоты и массы, где скорости двухфазного потока не достигают больших значений, эти процессы или не имеют развития, или развиваются только в нижних и прибыльных объемах, а в крупных слитках "усы" возникают по всей высоте.

При МГДВ появление центробежной силы привело к "сепарации" жидко-твердой области и переносу жидких ликвационных образований в центральные объемы слитка с последующим выносом в прибыль, а изолированных кристаллов — к фронту твердой фазы. В результате была подавлена внеосевая неоднородность и частично отрицательная ликвация в конусе кристаллов.

Вывод. Исследование влияния магнитогидродинамического воздействия на качество стальных кузнечных заготовок позволило показать однозначную связь развития внеосевой ликвационной неоднородности с конвективным движением и выдвинуть гипотезу о механизме их образования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сенопальников В.М., Лубенец Г.А., Сивков В.Л. Управление процессами затвердевания слитка спокойной стали. Н.Новгород: Нижегород. гос. техн. ун-т, 2009. 128 с.

2. **Проектирование** технологии производства кузнечного слитка / В.М. Колодкин и др. // Вестник Удмурдского университета. Физика. Химия. 2008. Вып. 1. № 4. С. 120–128.

3. Оно А. Затвердевание металлов. М.: Металлургия, 1980. 152 с.

Валерий Михайлович Сенопальников, канд. техн. наук, senopalnikov.v@yandex.ru Владимир Лаврентьевич Сивков, д-р техн. наук **О.В. Телицына** (МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского)

Математическая модель формирования однонаправленной структуры в "стартовой" зоне высокоскоростной направленной кристаллизации турбинных лопаток

Разработана методика определения начальной стадии высокоскоростной направленной кристаллизации, выраженной продолжительностью образования и протяженностью "стартовой" зоны лопатки, и проведен компьютерный анализ влияния технологических параметров литья на ее образование.

Ключевые слова: высокоскоростная направленная кристаллизация; жидкометаллический охладитель; "стартовая" зона; фронт изоликвидуса.

Technique for definition of initial stage of high-speed directed crystallization expressed by duration of formation and length of "starting" zone of blade is developed, and computer analysis of influence of casting technological parameters on zone formation.

Keywords: high-speed directed crystallization; liquid metal cooler; "starting" zone; front of liquid phase.

При литье турбинных лопаток по выплавляемым моделям из жаропрочных сплавов формирование направленной структуры обеспечивается методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) (рис. 1). Отливка 1 в тонкостенной керамической форме 2 опускается со скоростью w вдоль оси ее протяжки из кристаллизационной печи 3 в жидкометаллический охладитель 5. Между печью и ванной с жидким металлом расположен тепловой экран 4. При этом обеспечивается однонаправленный отвод теплоты от фронта кристаллизации [1].

"Стартовая" зона (СЗ) образуется в отливке на начальной стадии кристаллизации лопатки в основном под воздействием отвода теплоты от торца отливки через оболочку формы в жидкометаллический охладитель. Этот процесс теплопередачи — нестационарный. После опускания формы с отливкой до соприкосновения с зеркалом ванны охладителя начинается охлаждение оболочки формы на торце отливки, а затем про-

цесс распространяется на ее нижнюю часть.

На стадии образования СЗ интенсивность процесса теплоотдачи от оболочки формы в жидкометаллический охладитель в десятки раз выше, чем от оболочки к экрану. Поэтому можно допустить, что образование СЗ происходит в основном за счет первого про-

Рис. 1. Схема процесса высокоскоростной направленной кристаллизации лопатки



цесса теплоотдачи, т.е. вторым процессом можно пренебречь.

Учитывая также высокую интенсивность охлаждения оболочки в жидкометаллическом охладителе, температуру на поверхности контакта оболочки с охладителем приняли равной его температуре t_{x} . Такая замена граничного условия 3-го рода при высокой интенсивности теплоотдачи граничным условием 1-го рода известна в теории теплопроводности (см. кн.: Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.).

Образование C3 завершается, когда в отливке заканчивается формирование двухфазной области. Температура на торцевой поверхности отливки снижается до температуры солидус, а фронт изоликвидуса удаляется на некоторое расстояние от торца. Следовательно, продолжительность образования C3 может быть принята равной времени охлаждения торца отливки до температуры солидус, а протяженность зоны – равной ширине двухфазной области, т.е. расстоянию между изоликвидусом и изосолидусом.

На рис. 2 представлена формализованная схема C3, в которой учтены сделанные допущения. Математическая модель температурного поля, соответствующая этой схеме, представлена следующим образом:

уравнение температурного поля оболочки формы:

$$\frac{\partial t_{\phi}(z,\tau)}{\partial \tau} = a_{\phi} \frac{\partial^2 t_{\phi}(z,\tau)}{\partial z^2} , \quad 0 < z < \delta_{\phi} ; \qquad (1)$$

– уравнение температурного поля отливки:

$$\frac{\partial t(z, \tau)}{\partial \tau} = a_{9\Phi} \frac{\partial^2 t(z, \tau)}{\partial z^2}, \quad \delta_{\Phi} < z < \infty;$$
(2)



Рис. 2. Схема "стартовой" зоны отливки: 1 – торцевая часть отливки; 2 – оболочка формы

- начальное условие:

$$t_{\rm ch}(z, 0) = t(z, 0) = t_{\rm H};$$

- граничное условие:

$$\begin{split} t_{\phi} & (\delta_{\phi} \,, \, \tau) = t(\delta_{\phi} \,, \, \tau) \,; \\ \lambda_{\phi} & \frac{\partial t_{\phi} \, (\delta_{\phi} \,, \, \tau)}{\partial z} \, S_{\phi.H} = \lambda \frac{\partial t \, (\delta_{\phi} \,, \, \tau)}{\partial z} \, S_{\Pi.H} \,; \\ t_{\phi} & (0 \,, \, \tau) = t_{\star} \,; \quad \frac{\partial t(\infty \,, \, \tau)}{\partial z} = 0 \,, \end{split}$$

где a_{ϕ} – коэффициент температуропроводности оболочки формы, м²/с;

 δ_{Φ} — толщина оболочки формы, мм;

 a_{iph} — коэффициент температуропроводности сплава в двухфазном состоянии, м²/с;

 $t_{\rm H}$ – начальная температура формы и отливки после опускания из кристаллизационной печи до зеркала охладителя, может быть принята примерно на 5...10 °C ниже температуры муфеля печи $t_{\rm M}$, °C;

 λ_{Φ} — коэффициент теплопроводности оболочки формы, Вт/(м·К);

 $S_{\phi.\rm H}$ — площадь нижнего торца оболочки формы, M^2 ;

 $S_{\text{п.н}}$ – площадь нижнего сечения пера, м².

Решение аналогичной задачи теплопроводности приведено в работе А.В. Лыкова и имеет следующий вид для температуры отливки:

$$\frac{t_{\rm H} - t(z, \tau)}{t_{\rm H} - t_{\rm K}} = K_1 \sum_{n=1}^{\infty} K_2^{n-1} \operatorname{erfc}\left[\frac{z - \delta_{\phi} + (2n-1) K_a^{-1/2} \delta_{\phi}}{2 \sqrt{a_{3\phi} \tau}}\right],$$
(3)

где

$$K_{1} = \frac{2 K_{\rm B} k_{n}}{1 + K_{\rm B} k_{n}}; \quad K_{\rm B} = b_{\phi} / b_{\rm 3\phi};$$

$$K_{2} = \frac{1 - K_{\rm B} k_{n}}{1 + K_{\rm B} k_{n}}; \quad K_{a} = a_{\phi} / a_{\rm 3\phi}; \quad k_{n} = S_{\phi,\rm H} / S_{\rm II,\rm H};$$

 b_{ϕ} — коэффициент аккумуляции теплоты формы, Вт·с^{0,5}/(м²·К); b_{ϕ} — эффективный коэффициент аккумуляции теплоты, Вт·с^{0,5}/(м²·К).

На основании (3) можно определить продолжительность образования τ_{C3} и протяженность l_{C3} "стартовой" зоны. Для определения τ_{C3} необходимо принять в (3) $z = \delta_{\phi}$ и $t(z, \tau) = t_c$, в результате получено следующее уравнение:

$$\frac{t_{\rm H} - t_{\rm c}}{t_{\rm H} - t_{\rm K}} = K_1 \sum_{n=1}^{\infty} K_2^{n-1} \operatorname{erfc} \left[\frac{(2n-1) \,\delta_{\rm \phi}}{2 \,\sqrt{a_{\rm \phi} \,\tau_{\rm C3}}} \right], \qquad (4)$$

где t_c – температура солидус, °С.

Для определения l_{C3} принято в (3): $t(z, \tau) = t_{\pi}$ и $\tau = \tau_{C3}$

$$\frac{t_{\rm H} - t_{\rm \pi}}{t_{\rm H} - t_{\rm \pi}} = K_1 \sum_{n=1}^{\infty} K_2^{n-1} \operatorname{erfc}\left[\frac{l_{\rm C3} + (2n-1)K_a^{-1/2} \,\delta_{\rm \Phi}}{2 \,\sqrt{a_{\rm s\Phi} \,\tau_{\rm C3}}}\right],$$
(5)

где t_{π} – температура ликвидус, °С.

Решением уравнений (4) и (5) построена прикладная компьютерная программа расчета времени образования τ_{C3} и протяженности l_{C3} "стартовой" зоны. Для расчета функции erfc(z) в программе создан отдельный модуль.

На рис. 3 приведены результаты компьютерного анализа влияния исходных параметров процесса литья $S_{\text{п.н}}$, δ_{ϕ} , $t_{\text{м}}$ и $t_{\text{ж}}$ на параметры "стартовой" зоны – τ_{C3} и l_{C3} . В расчетах изменяли в выбранных пределах один из исходных параметров при сохранении постоянны-



Рис. 3. Влияние толщины оболочки формы $\delta_{\phi}(a)$, температуры жидкометаллического охладителя $t_{\pi}(\delta)$, температуры муфеля печи $t_{M}(\delta)$ и площади нижнего сечения пера $S_{n,\mu}(c)$ на продолжительность образования $\tau_{C3}(1)$ и протяженность $l_{C3}(2)$ "стартовой" зоны

ми остальных, а именно: $S_{\text{п.н}} = 600 \text{ мм}^2$; $\delta_{\phi} = 8 \text{ мм}$; $t_{\text{м}} = 1450 \text{ °C} \text{ и} t_{\text{ж}} = 750 \text{ °C}$ (охладитель – алюминий).

По результатам расчетного анализа установлено, что изменение исходных параметров процесса литья в допустимых на практике пределах незначительно влияет на протяженность этой зоны, а основное влияние оказывает на продолжительность "стартовой" зоны. Это связано с высокой интенсивностью отвода теплоты в жидкометаллический охладитель (осевой теплоотвод) и практически отсутствующим боковым теп-

УДК 621.791.92

лоотводом, что является необходимым условием для формирования направленной структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Телицына О.В. Методика расчета тепловых параметров высокоскоростной направленной кристаллизации лопаток газотурбинных двигателей // Технология легких сплавов ОАО ВИЛС. 2012. № 2. С. 97–100.

Ольга Валентиновна Телицына, канд. техн. наук, telitsynaov@yandex.ru

А.А. Паркин, С.С. Жаткин, Е.А. Минаков (Самарский государственный технический университет)

Влияние тока плазменной дуги на микроструктуру, элементно-фазовый состав и свойства наплавленного композиционного материала Micro-Melt NT-60

Представлены результаты исследований микроструктуры, элементного анализа, фазового состава и свойств композиционного сплава Micro-Melt NT-60, полученного при плазменной порошковой наплавке. Установлено измельчение карбидов вольфрама, изменение элементного состава по высоте наплавленного валика и зоны сплавления, определено влияние тока плазменной дуги на микротвердость и износ наплавленного сплава.

Ключевые слова: плазменная дуга; порошок и сплав Micro-Melt NT-60; микроструктура.

The results of researches of microstructure, element analysis, phase structure and properties of Micro-Melt NT-60 composite alloy received by plasma powder cladding are presented. Crushing of tungsten carbides, change of element structure of the clad roller and the alloying zone are established, influence of plasma arc current on microhardness and wear of the clad alloy is defined.

Keywords: plasma arc; Micro-Melt NT-60 powder and alloy; microstructure.

Качество плазменных покрытий зависит от большого числа параметров — вида наплавляемого порошкового материала, процентного содержания компонентов, тока дуги, скорости кристаллизации наплавленного слоя и др. Высокая работоспособность деталей обеспечивается за счет заданных свойств наплавленного металла по высоте наплавленного валика, его однородности, а также формируемой микроструктуры, определяемой специфическими процессами кристаллизации сплава.

Методика эксперимента. Процесс наплавки порошка Місго-Меlt NT-60 осуществляли при токах плазменной дуги $I_{\rm A} = 70$; 85 и 100 А на образцы из долотной стали 19ХГНМА толщиной 15 мм. Наплавляемый порошок Місго-Меlt NT-60 представляет собой композиционный материал на основе никеля и 60 % мас. карбида вольфрама. В состав связующего материала входят также свободный углерод, кремний и до 1 % хрома, кобальта, молибдена.

После наплавки измеряли геометрические размеры зон наплавки, микротвердость на микротвердоме-

ре ПМТ-3 по стандартной методике при нагрузке 1,962 Н (200 гс). Микроструктуру зон плазменной наплавки и элементный анализ исследовали на аналитическом растровом электронном микроскопе JSM-6390A фирмы JEOL с энергодисперсионным рентгеновским анализатором при различных увеличениях. Дополнительно на микроанализаторе изучали распределение элементов по высоте наплавки. Рентгенофазовые исследования проводили на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA фирмы Thermo Scientific ARL Products.

Результаты исследований и их анализ. На рис. 1 показаны фотографии поперечных шлифов зон наплавки и сплавления Micro-Melt NT-60, наплавленных при токах плазменной дуги 70; 85 и 100 А.

С ростом тока плазменной дуги увеличивается ширина зоны наплавки и уменьшается высота наплавленного валика (табл. 1), что связано с расширением диаметра плазменной дуги и растеканием наплавленного материала из-за уменьшения вязкости связующего материала никеля с повышением температуры



1. Зависимость геометрических размеров наплавленного валика от тока дуги

	Геометрические размеры, мм				
Ток дуги, А	ширина	высота	глубина		
	наплавки	наплавки	проплавления		
70	8,4	2,2	0,4		
85	9,4	1,7	0,6		
100	9,1	1,4	0,5		

материала наплавки. Изменение глубины проплавления может происходить как за счет энергии плазменной дуги, так и за счет теплосодержания наплавляемого материала.

На рис. 2 приведены структуры материала Micro-Melt NT-60 валиков, наплавленных при токах плазменной дуги 70; 85 и 100 А, верхняя серая зона соответствует более высокой концентрации никеля и железа, светлые участки — карбидам вольфрама. С ростом тока плазменной дуги происходит расширение участка серой зоны, т.е. — осаждение карбидной фазы ко дну зоны наплавки в зоне сплавления.

В центре зоны наплавки более высокая концентрация карбидной фазы, с увеличением тока плазменной

Рис. 1. Зона ручной плазменной наплавки материала Micro-Melt NT-60: *a* - *I*_д = 70 A; *б* - 85 A; *в* - 100 A

дуги концентрация на краях зоны наплавки снижается более резко.

Результаты элементного анализа, приведенные в табл. 2, подтверждают предположения по анализу результатов рис. 2. При токе плазменной дуги 70 А распределение карбидов вольфрама практически не изменяется по высоте зоны наплавки. Процентное содержание железа вверху валика имеет минимальное значение 10,73 % мас.

Повышение тока дуги до 85 А вызывает перераспределение карбида вольфрама по высоте валика — на поверхности валика процентное содержание карбида вольфрама составляет 31,45 %, а в зоне сплавления — 45 %. При этом в поверхностном слое наплавленного валика резко повышается процентное содержание железа до 23,14 %.

Дальнейшее увеличение тока дуги приводит к возрастанию разности процентного содержания карбида вольфрама — 17,55 % на поверхности и 39 % в зоне сплавления, процентное содержание железа в верхней зоне наплавленного валика достигает 29,27 %. Резкое повышение концентрации железа, наиболее вероятно, происходит за счет подъема уровня жидкого железа в результате седиментации твердофазного карбида вольфрама.

Изменение микроструктуры наплавленного материала Micro-Melt NT-60 по высоте зоны наплавки при



Рис. 2. Изменение структуры наплавленных валиков в зависимости от тока плазменной дуги: *a* - 70 A; *б* - 85 A; *в* - 100 A

		С	Cr	Fe	Со	Ni	W			
Ток дуги, А	Номер зоны		% Mac.							
70	008	2,87	0,34	10,73	0,02	39,69	46,35			
70	010	3,03	0,42	30,17	0,14	23,92	42,32			
85	009	3,19	0,40	23,14	0,31	41,51	31,45			
	011	3,27	0,56	32,76	0,20	18,13	45,08			
100	006	4,46	0,50	36,86	0,25	40,36	17,55			
	011	4,08	0,41	29,27	0,29	26,90	39,06			

2. Изменение элементного состава по зонам наплавки в зависимости от тока дуги

различных токах плазменной дуги представлено на рис. 3–5.

Микроструктура в поверхностном слое наплавленного валика заметно изменяется с увеличением тока плазменной дуги.

При токе дуги 70 А формируется структура (см. рис. 3, *a*), состоящая из карбидов вольфрама и связующего никеля с растворенным в нем железом. Карбиды вольфрама претерпели структурное изменение по сравнению с первичными карбидами, связанное с образованием линейных и двумерных нарушений структуры в результате перегрева наплавляемого порошка в плазменной дуге и зоне наплавки.

С повышением тока плазменной дуги до 85 A (см. рис. 3, δ) происходит дробление первичных карбидов и частичное их растворение в никеле. Процентное содержание растворенного железа в никеле возрастает. Увеличение тока дуги до 100 A (см. рис. 3, e) вызывает растворение карбидов вольфрама и приводит к образованию более сложных карбидов типа (Fe, W)_xC_v.

В середине по высоте наплавленного валика при токе плазменной дуги 70 А (см. рис. 4, *a*) интенсифицировался процесс дробления карбидов вольфрама. Резкое изменение микроструктуры произошло при токе дуги 100 А (см. рис. 4, *в*), связанное с растворением карбидов вольфрама, образованием в них пор и диффузией железа в них.

Важным фактором при плазменной наплавке является микроструктура зоны сплавления. При токе плазменной дуги 70 А формируется структура, состоящая из карбидов вольфрама, железа и никеля. Карбиды вольфрама претерпели распад, изменение однородной структуры с образованием участков игольчатой структуры (см. рис. 5, *a*). Возрастание тока дуги до



Рис. 3. Микроструктура поверхности зоны наплавки материала Micro-Melt NT-60: $a - I_{\pi} = 70$ A; $\delta - 85$ A; e - 100 A



B)

Рис. 4. Микроструктура середины зоны наплавки материала Micro-Melt NT-60: $a - I_{\rm A} = 70$ A; $\delta - 85$ A; e - 100 A

85 А (см. рис. 5, б) и далее до 100 А (см. рис. 5, в) приводит к седиментации карбидов вольфрама к дну ванны расплава.

При плазменной наплавке могут происходить структурные изменения никелевой фазы, сопровождающиеся дополнительным растворением в ней вольфрама и углерода, а также железа при токах дуги более 70 А, до концентраций, превышающих пределы растворимости в равновесном состоянии.

При нагреве в процессе наплавки до высоких температур (1600 °С и более) происходит измельчение карбидов вольфрама и растворение в них никеля и железа с последующим образованием сложных карбидов.

Для расшифровки элементного состава отдельных участков микроструктуры были проведены специальные исследования (рис. 6, табл. 3) элементного состава наплавленного материала Micro-Melt NT-60 по зонам.

Рентгенофазовый анализ (рис. 7) подтверждает наличие карбидной фазы, фазы железо—никель, железа в зоне наплавки.

В работах [1, 2] для установления влияния тока плазменной дуги на свойства наплавленного материала Micro-Melt NT-60, связи между структурой и свойствами проведены измерения среднего значения микротвердости, ее разброса по сечению наплавки и локального износа.

Наблюдается сильный разброс значений микротвердости по высоте зоны наплавки, обусловленное наличием нерастворенных карбидов вольфрама. Средняя микротвердость валика, наплавленного при токе дуги 70 A, составляет 3500...4000 МПа.



Рис. 5. Микроструктура зоны сплавления материала Micro-Melt NT-60: $a - I_{\rm a} = 70$ A; $\delta - 85$ A; e - 100 A



Рис. 6. Зонный элементный анализ:

a — зоны 001-007; δ — 008-010; a — 011-014; c — 015-018; ∂ — 019-022; $I_{\rm A}$ = 85 А

	3.	Изменение	элементного	состава	наплавленного	материала	Micro-Melt	NT-60 по	э зонам	наплан	вки
--	----	-----------	-------------	---------	---------------	-----------	------------	----------	---------	--------	-----

Номер	С	Si	Fe	Ni	W		
зоны		•	% мас.			вероятная фаза	
					Рис. 6, а		
001	7,65	4,18	0,51	0,84	85,97	WC	
002	4,86	1,57	30,73	55,36	6,62	Ni, Fe, растворенный W	
003	19,84	1,34	26,03	49,68	2,20	Ni, Fe, растворенный W, (W, Fe)C	
004	20,91	1,32	24,55	45,79	6,22	Ni, растворенный в (W, Fe)С	
005	8,22	2,50	18,62	31,47	37,84		
006	16,83	1,35	26,07	48,15	6,61	Ni, Fe, растворенный W, (W, Fe)C	
007	7,42	1,73	25,54	41,35	22,88		
					Рис. 6, б		
008	_	2,74	27,78	57,23	9,24		
009	_	2,31	26,07	55,72	13,77	(w, Fe)C	
010	_	1,51	28,71	60,93	8,05	Ni, Fe, растворенный W, (FeW ₃)C	
	Рис. 6, в						
011	7,17	4,80	0,51	0,52	93,23	WC	
012	14,09	4,25	0,54	0,48	93,67	wc	
013	20,73	6,25	10,52	9,53	71,64	Ni, Fe, WC	
014	4,96	1,33	46,97	43,64	7,05	Ni, Fe, растворенный W, (Fe ₆ W ₆)C	
					Рис. 6, г		
015	13,47	4,10	0,90	0,93	79,46	WC + свободный С	
016	12,58	2,41	18,77	17,35	47,87	Ni, Fe, WC	
017	5,50	1,11	44,44	39,20	8,71	Ni, Fe, растворенный W	
018	9,24	4,23	0,68	0,61	84,41	WC	
					Рис. 6, ∂		
019	8,26	4,72	1,34	0,48	84,59	WC	
020	11,90	3,80	7,09	2,35	73,72	Ni, Fe, WC	
021	2,18	0,54	69,98	19,94	6,19		
022	3,95	0,51	66,22	19,85	8,04	INI, ге, растворенный w	
023	2,37	0,25	92,34	3,28	0,04	Ni, Fe	

С ростом тока плазменной дуги до 85 А среднее значение микротвердости материала матрицы увеличилось до 4500...5000 МПа, что обусловлено растворением железа и вольфрама в никеле. При этом произошло уменьшение разброса среднего значения микротвердости, значительно возросло число скачков значений микротвердости, что может указывать на повышение плотности карбидов и, соответственно, их измельчение. При токе дуги 100 А среднее значение микротвердости увеличилось незначительно при достаточно резком уменьшении его разброса.

Локальный износ [1, 2] в сильной степени зависит от тока плазменной дуги: при абразивном износе при $I_{\rm A} = 70$ А минимальный износ составляет 26 мкм за 10 мин, при $I_{\rm A} = 85$ и 100 А износ возрастает до 38 мкм.

В наплавленном материале Micro Melt NT-60 при токе дуги 70 А в зонах трения плотность карбидов по-





вышается, что приводит к снижению износа. При токах дуги 85 и 100 А в зоне трения плотность карбидов уменьшается в результате их осаждения в зону сплавления, что приводит к увеличению износа.

Выводы

1. С ростом тока плазменной дуги от 70 до 100 А увеличивается ширина и уменьшается высота наплавленного валика, что связано с расширением диаметра плазменной дуги и растеканием наплавленного материала, обусловленного снижением его вязкости. Глубина проплавления подложки возрастает как за счет энергии плазменной дуги, так и за счет повышения теплосодержания наплавляемого материала.

2. Увеличение тока дуги приводит к возрастанию содержания железа в зоне наплавки, поступающего из подложки, от 10 % при токе плазменной дуги 70 А до 29 % при токе плазменной дуги 100 А, что вызывает изменение фазового состава, структуры и свойств наплавленного материала.

3. С ростом тока дуги в зоне наплавки происходит дробление и растворение первичных карбидов, а также их седиментация к зоне сплавления с подложкой из-за уменьшения вязкости расплава. При этом за счет растворившегося железа и перегрева наплавленного материала первичные карбиды претерпевают структурные изменения и образуются сложные карбиды типа (Fe, W) $_xC_y$.

4. Неоднородность распределения WC в зоне наплавки при различных токах плазменной дуги обусловливает неравномерность свойств (микротвердости и абразивного износа) по высоте наплавленного материала. Увеличение тока дуги приводит также к росту износа наплавленного материала в результате распада карбидов и их седиментации. Износ минимален при токе дуги 70 А, так как плотность карбидов в зоне трения в этом случае максимальна.

5. Для формирования износостойкого покрытия при плазменной порошковой наплавке композиционного материала Micro-Melt NT-60 наиболее вероятно, что оптимальные токи дуги составляют 55...65 А. При этих значениях тока дуги может обеспечиваться минимальный распад карбидов вольфрама с минимальным проплавлением подложки и растворением железа в зоне наплавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Паркин А.А., Жаткин С.С., Минаков Е.А. Влияние структуры и свойств на износ покрытия Micro Melt NT-60 после плазменной порошковой наплавки // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 4 (3). С. 847–852.

2. Исследование локального износа покрытий Місго Melt NT-60 и Stellite 190W, полученных плазменной порошковой наплавкой: XII Междунар. науч.-практ. конф. "Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности и экономике", 8–10 декабря 2011 г. / Е.А. Минаков, С.С. Жаткин, А.А. Паркин, О.С. Фураев, В.Г. Климов. Санкт-Петербург, 2011. С. 254–259.

3. Паркин А.А., Жаткин С.С., Минаков Е.А. Оптимизация технологии плазменной наплавки порошковых материалов // Металлургия машиностроения. 2011. № 1. С. 44–49.

4. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. СПб: Изд-во Политехнического университета, 2008. 405 с.

5. Влияние режимов плазменной наплавки, структурных факторов и свойств на износостойкость наплавленного порошкового материала Stellite 190W / Е.А. Минаков, С.С. Жаткин, А.А. Паркин, О.С. Фураев, В.Г. Климов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 4 (3). С. 818–823.

Анатолий Алексеевич Паркин, канд. техн. наук, laser@samgtu.ru; Сергей Сергеевич Жаткин, канд. техн. наук; Евгений Александрович Минаков

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.98.011



И.Н. Шубин, А.Г. Веневцева, И.М. Койдан

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Формоизменение трубчатых заготовок при раздаче с осевым подпором

Представлены результаты теоретического анализа и моделирования при исследовании влияния полиуретанового подпора на напряженно-деформированное состояние трубчатой заготовки при раздаче.

Ключевые слова: раздача; коэффициент раздачи; трубчатая заготовка; коэффициент трения; угол раздачи; очаг деформации; эпюра напряжений; меридиональные сжимающие напряжения; осевой подпор; полиуретан.

The influence of polyurethane pad on stress-strain state of the tube during flaring process is studied. Theoretical analysis and computer simulation results of the flaring process are represented.

Keywords: flaring; flaring rate; tube blank; friction coefficient; flaring angle; deformation zone; stress distribution diagram; meridian compressive stress; axial pad; polyurethane.

Допустимое увеличение диаметра трубчатой заготовки при раздаче ограничивается опасностью образования продольных трещин, берущих начало от края заготовки, или потерей устойчивости недеформированной ее части. Подбирая оптимальные значения угла раздачи или коэффициента трения между заготовкой и пуансоном, возможно увеличить коэффициент раздачи. Однако варьирование этими параметрами не всегда приносит желаемый результат.

Значительно повысить коэффициент предельного формоизменения, а также улучшить показатели качества готового изделия позволяет применение полиуретанового подпора, создающего давление на торец заготовки при раздаче [1, 2]. При этом в заготовке возникают дополнительные меридиональные напряже-



Рис. 1. Схема напряженно-деформированного состояния трубчатой заготовки при раздаче с осевым подпором ния $\Delta \sigma_{\rho}$, которые снижают тангенциальные растягивающие напряжения σ_{θ} (рис. 1).

При штамповке деталей используют, как правило, полиуретан трех марок – СКУ-6Л, СКУ-7Л, СКУ-ПФЛ. Полиуретан обладает высокой упругостью, износостойкостью, большим сопротивлением разрыву и истиранию, стоек к воздействию масла, температуры, способен выдерживать высокие удельные нагрузки (до 1000 МПа) в закрытом контейнере.

Решая совместно уравнения равновесия в виде

$$\rho \frac{d \sigma_{\rho}}{d \rho} + \sigma_{\rho} \left(1 + \frac{\rho \cdot ds}{s \cdot d \rho} \right) - \sigma_{\theta} - \frac{\mu \rho}{\sin \alpha} \left(\frac{\sigma_{\rho}}{R_{\rho}} + \frac{\sigma_{\theta}}{R_{\theta}} \right) = 0 \quad (1)$$

и пластичности

$$\sigma_{\theta} - (\sigma_{\rho} + \Delta \sigma_{\rho}) = \sigma_{s} , \qquad (2)$$

получаем выражение, характеризующее распределение напряжений в очаге деформации в меридиональном направлении с учетом осевого подпора:

$$\sigma_{\rho i, j} = -\sigma_{s} \left(\frac{1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha}{\frac{1}{2} + \mu \operatorname{ctg} \alpha} \right) \left(1 - \left(\frac{\rho_{i}}{R_{u}} \right)^{\left(\frac{1}{2} + \mu \operatorname{ctg} \alpha \right)} \right) \times (3)$$
$$\times (3 - 2 \cos \alpha) - \Delta \sigma_{\rho i} \left(\frac{\rho_{i}}{R_{u}} \right)^{\left(\frac{1}{2} + \mu \operatorname{ctg} \alpha \right)},$$

где ρ — текущий радиус; *s* — толщина стенки заготовки; μ — коэффициент трения; α — угол конусности пу-



Рис. 2. Штамп для раздачи трубчатой заготовки с осевым под-пором

ансона; $R_{\rm p}$, $R_{\rm \theta}$ — радиус кривизны оболочки в меридиональном и окружном сечении; σ_s — напряжение текучести; R_u — максимальный радиус раздачи.

Изменение толщины стенки по очагу деформации:

$$s = s_0 \left(\frac{\rho}{r_3}\right)^A,\tag{4}$$

где s_0 — начальная толщина стенки; r_3 — радиус исходной заготовки; $A = \frac{\sigma_{\rho} + \sigma_{\theta}}{\sigma_{\rho} - 2 \sigma_{\theta}}$ — коэффициент соотно-

шения полей напряжений в очаге деформации.

Исходной заготовкой является стакан, полученный многопереходной вытяжкой из круглой плоской заготовки без межоперационных отжигов. Упрочнение при этом учитываем по зависимости:

$$\sigma_s = \sigma_{\rm T} \left(1 + \frac{1}{2} \ln k \right), \tag{5}$$

где $\sigma_{\rm T}$ – предел текучести; $k = \frac{R_u}{r_3}$ – коэффициент раз-

дачи.

Разработана конструкция штампа для раздачи трубчатой заготовки с осевым подпором (рис. 2). В случае залипания заготовки на пуансоне роль съемника может выполнять полиуретановый подпор. Полиуретан натягивается на пуансон и подпирается обоймой. Положение заготовки в трафарете по высоте можно регулировать сменными вкладышами.

Радиус исходной заготовки $r_3 = 16$ мм, толщина стенки $s_0 = 3$ мм, максимальный радиус раздачи примем $R_u = 22,5$ мм.

Проанализируем влияние подпора $\Delta \sigma_{\rho}$ на изменения толщины стенки заготовки по очагу деформации,



Рис. 3. Влияние подпора $\Delta \sigma_{\rho}$ на толщину стенки заготовки по очагу деформации при $\mu = 0, 1, \alpha = 20^{\circ}$ и различных значениях подпора:

 $1 - \Delta \sigma_1 = 0.25 \sigma_s \ ; \ 2 - \Delta \sigma_2 = 0.3 \sigma_s \ ; \ 3 - \Delta \sigma_3 = 0.35 \sigma_s \ ; \ 4 - \Delta \sigma_4 = 0.4 \sigma_s \ ; \ 5 - \Delta \sigma_5 = 0.5 \sigma_s$

учитывая формулы (2)–(4), и рассмотрим соответствующие графики (рис. 3).

Из рис. З видно, что с увеличением подпора утонение заготовки снижается, а при $\Delta \sigma_1 = 0.25 \sigma_s$ и выше заготовка на определенном участке очага деформации утолщается по сравнению с s_0 , причем с увеличением подпора максимум утолщения смещается к торцу заготовки. При $\Delta \sigma_{\rho} = 0.5 \sigma_s$ толщина стенки деформируемого торца заготовки равна первоначальной, что также указано в работе [1]. Такое значение подпора значительно бы повысило предельное формоизменение, но из-за резко возрастающей при этом величины σ_0 заготовка может потерять устойчивость.

Рассмотрим результаты моделирования процесса раздачи с осевым подпором. Моделирование проводили в программе Ansys/LS-Dyna 9.0 (рис. 4) [3].

Проанализируем изменение толщины заготовки по очагу деформации при моделировании процессов с углом конусности пуансона $\alpha = 10$; 15; 20; 30 и 40° при коэффициенте трения $\mu = 0,1$ с применением и без применения полиуретанового подпора. Для этого замеряли длину между узлами конечных элементов по очагу деформации, как показано на рис. 5.

Отсутствие достаточного количества информации о возможностях описания эластичной среды в программном комплексе LS-Dyna не позволило провести моделирование раздачи при различных значениях подпора $\Delta \sigma_{\rho}$. Моделирование проводили при варьировании угла раздачи.

Из рис. 6 видно общее снижение утонения заготовки по всему очагу деформации при применении полиуретанового подпора, причем в областях, близких к недеформированной части, наблюдается утолщение стенки заготовки. Результаты моделирования показали увеличение утолщения с возрастанием угла раздачи, а также смещение максимального утолщения к



Рис. 4. Геометрическая модель процесса (a) и разбиение модели на конечные элементы (δ)

торцу деформированной части заготовки. Полученные данные подтверждают теоретический анализ.

Заключение. Применение полиуретанового подпора при раздаче позволяет снизить утонение стенки заготовки по очагу деформации. С увеличением подпо-



Рис. 5. Измерение толщины стенки заготовки, мм, по очагу деформации

ра утонение стенки снижается, а при $\Delta \sigma_1 = 0.25 \sigma_s$ и выше заготовка на определенном участке очага деформации утолщается по сравнению с s_0 .

Данные теоретического анализа показали смещение максимального утолщения по очагу деформации



Рис. 6. Изменение толщины стенки заготовки по очагу деформации без (1) и с применением полиуретанового подпора (2) при μ = 0,1 и различных значениях α:

 $a - 10^{\circ}$; $\delta - 15^{\circ}$; $a - 20^{\circ}$; $c - 30^{\circ}$; $\partial - 40^{\circ}$

к торцу заготовки. Увеличение подпора ограничивается потерей устойчивости заготовки.

Моделирование процесса раздачи с подпором в программе Ansys/LS-Dyna проводили при различных углах конусности пуансона. Применение осевого подпора позволяет снизить утонение стенки при любом угле раздачи. Результаты моделирования показали увеличение утолщения с возрастанием угла раздачи, а также смещение максимального утолщения к торцу деформированной части заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шубин И.Н., Марченков И.А., Фадеева Е.В. Напряженно-деформированное состояние при раздаче

УДК 621.735.32:621.882

трубчатых заготовок с подпором // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 12. 28 с.

2. Шубин И.Н., Койдан И.М. Раздача трубчатой заготовки с осевым подпором с целью увеличения предельного формоизменения // Наука и образование: электронное науч.-техн. издание. 2008. № 7.

3. Власов А.В., Горьков М.А. Применение программного комплекса ANSYS для анализа машин и технологических процессов обработки давлением методом конечных элементов. М.: МГТУ, 2007. 59 с.

> Игорь Николаевич Шубин, канд. техн. наук; Анна Геннадьевна Веневцева; Иван Михайлович Койдан, kim0886@mail.ru

В.В. Галкин (Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева), А.А. Дербенев (ОАО "НАЗ "Сокол", г. Нижний Новгород), С.А. Герасимов (НГУП "Буревестник", г. Нижний Новгород)

Построение экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений металла от степени деформации при холодной высадке

Предложена комплексная методика построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений от степени деформации на основании анализа многооперационных процессов холодной высадки и применения метода твердости. Степень деформации определена как алгебраическая сумма интенсивностей главных деформаций на операциях, рассчитанных микроструктурным методом с помощью цифровой оптической микроскопии совместно со специализированным программным пакетом. На примере холодной высадки шестигранной гайки из стали 20 приведена апробация предложенной методики.

Ключевые слова: метод твердости; интенсивность напряжений; степень деформации; микроструктурный метод; холодная высадка; упрочнение металла.

The complex technique of construction of experimental dependences of the intensity of the stresses on the degree of deformation on the basis of analysis of multifunctional processes of cold heading and the application of the method of hardness is offered. The degree of the deformation is defined as the algebraic sum of the intensities of the main strains on operations calculated by microstructure method by means of digital optical microscopy together with specialized software package. On the example of cold heading hexagon nut from steel 20 approbation of the offered technique is given.

Keywords: method of hardness; intensity of stresses; degree of deformation; microstructure method; cold heading; hardening of metal.

Большинство металлов в холодном состоянии обладают ярко выраженным свойством деформационного упрочнения. В практике многооперационного деформирования его определение имеет большое практическое значение и является инженерной задачей.

Упрочнение деформируемых металлов определяется с помощью зависимостей интенсивности напряжений от степени деформации, построение которых возможно, в частности, на основании метода твердости. Для этого предварительно строятся две зависимости. Первая зависимость в координатах "степень деформации-твердость" определяется на основании экспериментальных данных. Вторая зависимость в координатах "интенсивность напряжений-твердость" является аналитической и определяется полиномом третьей степени, что было подтверждено многочисленными исследованиями.

При этом было доказано, что зависимость является единой для различных схем напряженного состояния,

не зависит от пути деформирования, и может быть определена эмпирическим выражением на основании показателей механических свойств металла, полученных при линейном растяжении:

$$\frac{\sigma_{v} + \sigma_{i}}{\sigma_{y} - \sigma_{\tau}} = \frac{H_{y} + H}{H_{v} - H_{\tau}} \frac{H_{\tau} + (H_{y} - H)^{2}}{H_{\tau} + (H_{v} - H_{\tau})^{2}}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{\rm T}$ – напряжение текучести; $\sigma_{\rm y}$ – напряжение при предельно устойчивой деформации; $H_{\rm T}$ – исходная твердость; $H_{\rm y}$ – твердость при предельно устойчивой деформации.

До последнего времени построение зависимостей по описанному варианту не нашло широкого применения в силу большой трудоемкости, а иногда даже невозможности экспериментального определения степени деформации. Поэтому, исходя из актуальности обозначенной проблемы и устранения отмеченных недостатков, была поставлена *цель работы* — усовершенствование построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений от степени деформации металла на основании применения метода твердости.

В качестве исследуемых технологий были выбраны многооперационные процессы холодной высадки крепежных изделий, которые характеризуются большими итоговыми степенями деформации. Их значение, согласно математическому расчету Г.А. Смирнова-Аляева, определяется как арифметическая сумма степеней деформации отдельных операций, значения которых в случае монотонного протекания процесса деформации численно равны интенсивности главных деформаций.

Исследования, проведенные авторами данной статьи на примере холодной высадки болта с фланцем из стали 30Г1Р и двенадцатигранной гайки из стали 35В2, экспериментально подтвердили изложенные выше теоретические положения о расчете итоговой степени деформации [1].

При этом в исследовании было использовано допущение о монотонности протекания деформации металла на каждой из операций. Для определения их интенсивности был применен усовершенствованный микроструктурный метод Г.А. Смирнова-Аляева [2], основанный на использовании оптической цифровой микроскопии со специализированным программным пакетом. В качестве допущения было принято, что микроструктура исследуемых зон в исходной заготовке перед каждой операцией равноосная и однородная.

Изложенные приемы расчета итоговой степени деформации совместно с применением специализированных программных продуктов по анализу напряженно-деформированного состояния металла позволяют предложить на основании анализа многооперационных процессов холодного объемного деформирования, в частности холодной высадки, комплексную методику построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений от степени деформации на основании применения метода твердости.

Предлагаемая методика содержит следующие этапы.

1. Выбор исследуемых зон в объеме металлоизделия.

2. Испытание исходной заготовки (проволоки) на одноосное растяжение и определение механических характеристик металла: предела прочности, предела текучести, относительного сужения, исходной твердости и твердости при предельно устойчивой деформации.

3. Математическое моделирование процесса высадки для определения положения исследуемых зон в исходной заготовке и на переходах высадки, и картин деформированного состояния.

4. Получение образцов промежуточных переходов высадки и изготовление из них продольных шлифов, включая исходную заготовку.

5. Микроструктурный анализ металла на шлифах в обозначенных зонах и определение значений интенсивности деформации с использованием оптической цифровой микроскопии и специализированного программного пакета.

6. Измерение микротвердости металла в обозначенных зонах на шлифах переходов.

7. Построение графиков зависимостей в координатах "степень деформации—микротвердость" и "интенсивность напряжений—микротвердость". Общую степень деформации определяют арифметическим суммированием скалярных значений интенсивности деформации металла на промежуточных переходах высадки. Интенсивность напряжений рассчитывают по эмпирическому выражению на основании показателей механических свойств металла, полученных при линейном растяжении.

8. Построение зависимости упрочнения исследуемого металла в координатах "степень деформации-интенсивность напряжений".

Данная методика была апробирована на примере пятипозиционной высадки шестигранной гайки из стали 20 ГОСТ 1050-88 (рис. 1).

В качестве исследуемых зон в гайке (рис. 2) были выбраны зона под накатку резьбы (1, 2), опорные поверхности (3, 4), внешняя поверхность (5).

На основании результатов структурно-механических исследований, приведенных в таблице, построена зависимость в координатах "микротвердость—степень деформации" (рис. 3). Экспериментальные данные по всем исследуемым зонам и переходам высадки удовлетворительно укладываются на расчетную кривую, представленную полиномом третьей степени. Достоверность аппроксимации составляет $R^2 =$ = 0,8704. Это подтверждает положение Г.Д. Деля о существовании единой зависимости упрочнения для конкретного материала, которая не зависит от вида деформированного состояния и пути нагружения.



Рис. 1. Пятипозиционный процесс изготовления шестигранной гайки из стали 20:

а – эскиз переходов: 1 – осадка отрезанной заготовки; 2 – осадка с подформовкой; 3 – формовка предварительная;
 4 – формовка окончательная; 5 – пробивка отверстия; 180° обозначает переворот заготовки при штамповке на последующей позиции; *б* – фотография переходов

Некоторое расхождение по начальной стадии можно объяснить двумя причинами. Во-первых, различной структурой металла по сечению проволоки, так как перед высадкой выполняется операция волочения (зона 5). Во-вторых, торцы заготовки (зоны 3 и 4) при резке проволоки на первой операции втулочными ножами получают упрочнение.

Зависимость "микротвердость—интенсивность напряжений", приведенная на рис. 4, построена по данным, рассчитанным по эмпирическому выражению, в котором использованы значения механических харак-



Рис. 2. Положения исследуемых зон и их микроструктура (×200) на переходах высадки шестигранной гайки: *a* – исходная заготовка; *δ* – 4-я осадка

Вид технологического перехода высадки шестигранной гайки	Номер зоны согласно рис. 1	Микротвердость, HV	Коэффициент В. Лоде ν _ε	Интенсивность деформации є _і
	1	204	0,167	0,337
	2	224	-0,191	1,039
1-я осадка	3	206	0,297	0,561
	4	205	0,139	0,209
	5	195	0,055	0,495
	1	215	-0,069	0,628
	2	245	-0,288	1,204
2-я осадка	3	245	-0,304	0,597
	4	242	0,062	1,744
	5	205	0,175	0,163
	1	259	0,107	0,554
3-я осадка	2	251	-0,010	0,037
	3	258	-0,138	0,660
	4	254	-0,140	0,543
	5	244	-0,061	0,495
	1	254	-0,288	0,411
4-я осадка	2	272	-0,243	0,651
	3	260	-0,290	1,060
	4	256	0,265	1,256
	5	256	-0,182	0,797
	1	266	-0,262	1,307
	2	254	-0,108	1,101
Пробивка отверстия	3	268	-0,180	1,314
	4	264	-0,185	1,247
	5	266	-0,166	0,792

Микротвердость и компоненты деформированного состояния стали 20 в исследуемых зонах на переходах высадки шестигранной гайки

теристик стали 20, полученные при испытании на одноосное растяжение. Как и предыдущая зависимость, она представляется полиномом третьей степени с достоверностью аппроксимации 0,7995.



Рис. 3. Зависимость микротвердости HV от степени деформации ε_i стали 20, построенная по результатам структурно-механических исследований переходов высадки шестигранной гайки

На основании полученных графиков (рис. 3 и 4) построена экспериментальная зависимость упрочнения металла в координатах "степень деформации—интенсивность напряжений" (рис. 5). Достоверность аппроксимации соответствует 0,8814. Так же как и кривые упрочнения, полученные при линейном растяжении, зависимость имеет порог упрочнения: для стали 20 $\sigma_i = 800$ МПа при $\varepsilon = 2,8$. Полученная кривая описывается уравнением

$$y = -0,4741x^{3} + 2,6477x^{2} + 4,1019x + 63,431.$$
 (2)

Построенная зависимость позволяет выполнить анализ изменения прочностных характеристик металла в объеме высаженного изделия. Дополнительно для этого используем результаты математического моделирования.

Картины деформированного состояния (рис. 6, *a*) совместно с замерами микротвердости (см. таблицу) позволяют весь объем изделия условно рас-



Рис. 4. Зависимость микротвердости HV от интенсивности напряжений σ_i стали 20, рассчитанная по эмпирической зависимости Г.Д. Деля



Рис. 5. Экспериментальная зависимость упрочнения $\sigma_i - \varepsilon_i$ стали 20

пределить на зоны с одинаковой степенью деформации (рис. 6, δ). Для шестигранной гайки значения минимальной и максимальной степени деформации находятся в интервале 3,3...5,0, что превышает порог упрочнения применяемой стали 20. Как следствие,



Рис. 6. Деформированное состояние металла высаженной заготовки шестигранной гайки:

a — картина математического моделирования; δ — обозначение зон с одинаковой степенью деформации

металл во всем объеме гайки имеет максимальное и одинаковое упрочнение 940 МПа.

Полученные результаты имеют прикладной характер. С одной стороны, они могут быть применены при создании конструкторско-технологических решений для типовых технологий, с другой — возможно прогнозирование упрочнения металла в изделиях вновь проектируемых процессов, в том числе в зависимости от марки используемого материала.

Выводы

1. Предложена комплексная методика построения экспериментальных зависимостей интенсивности напряжений от степени деформации для металлов, применяемых в многооперационных процессах объемной холодной деформации, в частности холодной высадки, на основании применения метода твердости. В качестве деформационной характеристики используют степень деформации, определяемую как алгебраическая сумма интенсивностей главных деформаций на операциях, рассчитанных с помощью микроструктурного метода, основанного на применении цифровой оптической микроскопии и специализированного программного пакета.

2. Построение экспериментальной зависимости упрочнения стали 20 в координатах "степень деформации—интенсивность напряжений" подтвердило положение о том, что зависимость является единой для различных схем и путей деформирования металла.

3. В прикладном отношении применение комплексной методики позволяет:

 рассчитывать зависимости интенсивности напряжений от степени деформации, позволяющие анализировать упрочнение металла в изделиях и прогнозировать его во вновь проектируемых процессах в зависимости от марки применяемого материала;

 – расширить информационную поддержку для выполнения проектных работ и разрабатывать для типовых процессов обработки давлением конструкторско-технологические решения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галкин В.В., Кудрявцев С.А., Терещенко Е.Г. Развитие микроструктурного метода исследования конечных пластических деформаций // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 2. С. 22–24.

2. Методика расчета конечных пластических деформаций металлоизделий, изготовленных многопереходными процессами холодной объемной штамповки / В.В. Галкин, С.А. Кудрявцев, Е.Г. Терещенко, А.А. Дербенев // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 9. С. 23–27.

Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук, lumi1950@mail.ru; Андрей Анатольевич Дербенев; Сергей Александрович Герасимов УДК 621.771

В.Б. Мамаев, М.В. Мамаев (Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

Математическое моделирование напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела на примере осадки. Часть 1. Элементарный объем и его свойства

Выполнен анализ напряженного состояния в элементарном объеме (конечном элементе или точке). Показано, что среднее главное нормальное напряжение не оказывает непосредственного влияния на требуемое напряжение текучести, а условие пластичности Треска–Сен-Венана является точным и достаточным. Приведены формулы, выражающие условие пластичности в зависимости от используемой для решения конкретной задачи системы координат и формы представления.

Ключевые слова: упругопластическое деформирование; математическое моделирование; напряженное состояние; элементарный объем; конечный элемент; условия пластичности.

Stressed state in elementary volume (such as finite element or point) is analysed. It is shown that average principal normal stress does not affect required yielding flow stress, and Tresca–Saint-Venant's ductility conditions is precise and sufficient. Ductility conditions also shown in various formulas depending on used solution for various representation forms and chosen coordinate system.

Keywords: plastoelastic deformation; mathematical simulation; stressed state; elementary volume; finite element; ductility conditions.

Современный подход к теории обработки металлов давлением предполагает обеспечение возможности определять механические свойства, полученные в результате пластического деформирования в любой точке отштампованной заготовки, т.е. прогнозировать их. А также управлять ими за счет подбора технологических параметров и других факторов, влияющих на результаты процесса, и проводить оптимизацию.

Для этого необходимо знать полную историю деформации, т.е. уметь определять перемещение элементарных объемов и по его ходу отслеживать величину и изменение показателей (критериев) напряженного и деформированного состояния, их интегральную оценку, влияющую на изменение механических и других свойств самих элементарных объемов и всего тела.

Таким образом, анализ напряженного и деформированного состояния в элементарном объеме является одной из важных задач.

Твердое тело может быть представлено в виде совокупности некоторых элементарных объемов (конечных элементов), обеспечивающих сплошность тела и имеющих малые, но конечные размеры. Эти размеры в зависимости от условий и особенностей решаемой задачи могут быть приняты в довольно широком диапазоне: от размеров отдельных геометрических элементов, составляющих тело, до размеров кристаллов или зерен, или даже до размеров, которыми оперируют в нанотехнологиях, по крайней мере, в качестве входных граничных условий. Однако, используя общепринятый термин "элементарный объем", следует отметить, что размеры и, соответственно, объем в данном случае не являются главными факторами, определяющими сущность этого понятия, а следовательно, не являются достаточными признаками.

Находящиеся в пластическом состоянии тело и выделенный в нем элементарный объем как объекты для рассмотрения напряженного и деформированного состояния обладают общими свойствами и различающими их особенностями. Поэтому некоторые понятия, приемы, схемы, упрощения и допущения, используемые при анализе напряженного состояния тела, могут оказаться некорректными. Следовательно, они будут неприемлемы для теоретического анализа элементарного объема и наоборот. Таким образом, с этих позиций элементарным объемом (конечным элементом) можно считать только такой, которому присущи некоторые свойства и особенности, которые будут рассмотрены ниже.

Известно, что напряженное состояние точки математически описывается уравнением поверхностей второго порядка:

$$\lambda_1 x_1^2 + \lambda_2 x_2^2 + \lambda_3 x_3^2 + R = 0, \qquad (1)$$

где x_1, x_2, x_3 — ортогональные координаты в трехмерном пространстве; $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ — соответствующие коэффициенты; R — свободный член.

Если λ_1 , λ_2 , λ_3 одного знака, а $R \neq 0$ и другого знака, тогда эта поверхность в общем случае является дейст-

вительным эллипсоидом (в отдельных частных случаях вырождающегося в сферу, эллипс, окружность или прямую), уравнение которого может быть записано в каноническом виде:

$$\frac{x_1^2}{a_1^2} + \frac{x_2^2}{a_2^2} + \frac{x_3^2}{a_3^2} = 1,$$
 (2)

где $a_i^2 = -R/\lambda_i$.

В противном случае, если λ_1 , λ_2 , λ_3 и *R* одного знака, то уравнение (1) является уравнением мнимого эллипсоида и, следовательно, не описывает действительного напряженного состояния в точке [1].

Отсюда следует, что при рассмотрении напряженного состояния в точке, находящейся в пластическом состоянии, в общем случае все три главных напряжения σ_1 , σ_2 , σ_3 , которые являются полуосями эллипсоида, должны быть положительными или отрицательными, иначе последующие действия и выводы будут некорректными.

Для тела возможна такая расчетная схема приложения внешних нагрузок (сосредоточенных сил или распределенных некоторым образом удельных сил напряжений), когда на одном конце тела или поверхности они являются сжимающими, а на другом — растягивающими.

Из этого не следует, что все точки тела или точки, лежащие на поверхности или линии, соединяющей эти концы (поверхности, образующие геометрическое тело), будут иметь такую же схему напряженного состояния. В одной части этого тела будут преобладать одноименные сжимающие напряжения, в другой — одноименные растягивающие напряжения, а также будет присутствовать нейтральная область или слой.

Таким образом, каждой конкретной точке тела, т.е. элементарному объему, свойственно силовое замыкание внешних нагрузок, характеризующееся полным напряжением p_0 и как результат — полное преобладание сжимающих или растягивающих внешних нагрузок, или их отсутствие. Это является одним из неотъемлемых свойств элементарного объема в отличие от тела в целом.

Поэтому из всех возможных для тела схем напряженного состояния, часто встречающихся в учебной литературе, например [2], при анализе так называемых механических схем деформации для анализа напряженного состояния в точке корректными остаются только одноименные, т.е. линейные, плоские или объемные схемы, но только сжатия или только растяжения. Это в отличие от всего тела также является одним из свойств и особенностей, присущих элементарному объему (точке).

На основании известного правила, принятого для индексации главных направлений, для точки, где все

три главных напряжения одного знака, должно выполняться условие

$$\sigma_1 \ge \sigma_2 \ge \sigma_3 , \qquad (3)$$

где σ_2 может быть равным нулю только в одном случае, если $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, и, следовательно, $\sigma_1 = p_0$. Поэтому, ниже сравнение напряжений осуществляли только по абсолютной величине.

Приняли, что изначально элементарный объем (конечный элемент и далее – точка) находится в равновесии под действием внутренних сил, т.е. напряжений, сохраняющих его сплошность. Переход точки сначала в упругое, а затем в упругопластическое состояние происходит под действием внешней сосредоточенной нагрузки (возможно, представленной как результирующая сумма внешних сил), т.е. силы, известной в литературе как полное напряжение в точке – p_0 . Напряжение – это удельная сила (сила, отнесенная, например, к единице площади, к площади поверхности или к ее части, к площади сечения поперечного этой нагрузке или к самому элементарному объему).

Рассматривая элементарный объем как конечный элемент или точку, переход которой сначала в упругое, а затем в упругопластическое состояние происходит под действием полного напряжения p_0 , для анализа напряженно-деформированного состояния и по указанным выше причинам, возникает необходимость его представления в трехмерном пространстве.

В качестве исходной формы элементарного объема обычно применяют кубический элемент. Однако на начальном этапе данного исследования для определения главных направлений использовали шар, вписанный в этот кубический элемент, что позволяет после завершения некоторого этапа исследований заменить полученный эллипсоид на описанный вокруг него элемент, например, параллелепипед или призму. Далее применяем местные координаты с центром, совпадающим с центром элементарного объема.

Используемые обозначения и системы других координат, позволяющих удобное приведение получаемых результатов в систему координат, принятых для всего тела, приведены на рис. 1.

Положение полного напряжения p_0 на последующих рисунках выбрано, с одной стороны, произвольно, а с другой — как более удобное для адаптации к решению теоретических задач, так как деформируемое тело обычно рассматривается в плоскости, расположенной в первой четверти системы ортогональных координат.

При этом в подавляющем числе задач, связанных со штамповкой, где в основном силы, вызывающие пластическое течение, являются сжимающими, активная внешняя нагрузка направлена вдоль вертикальной оси, а силы трения, действующие в горизонтальной плоскости, направлены против пластического течения, т.е. к центру координат.



Рис. 1. Обозначения и системы координат: правая декартова прямоугольная *ZXY*, цилиндрическая *Z*θφ и сферическая *p*θφ

На рис. 2 и 3 видно, что в сферических координатах полное напряжение p_0 , соответствующее уравнениям (1) или (2), может быть описано, например, в виде геометрического места точек, образующих сферическую поверхность с радиусом p_0 . Концы или на-



Рис. 2. Сечения эллипсоидов напряжений в плоскости главных направлений 1, 3 и *ZOX*:

 $\sigma_{\rm y}$ – главные напряжения первого уровня в упругой области; p_0 , $p_{\rm y}$ – полное напряжение и его упругая составляющая; σ_{ZO} , σ_{XO} – главные напряжения второго уровня; $\sigma_{1p}(\sigma_{3p})$ – главные напряжения первого уровня (растяжение); $\sigma_{1c}(\sigma_{3c})$ – главные напряжения первого уровня (сжатие)

чала трех его составляющих при $\sigma_1 \neq \sigma_2 \neq \sigma_3$ будут принадлежать поверхности эллипсоида.

Таким образом, полное напряжение является осью вращения связки трех векторов — σ_1 , σ_2 и σ_3 . Однако сущность главных направлений требует однозначного решения, которое может быть получено только с учетом внесения дополнительных ограничивающих условий.

Направление 1 можно считать доминирующим по отношению к двум другим как с точки зрения абсолютной величины напряжений и деформаций, так и минимального угла γ_{p1} относительно полного напряжения.

Тогда, как это видно на рис. 4 и 5, предположим, что направление 1, а следовательно, главное напряжение σ_1 и главная деформация будут располагаться в той же плоскости, что и полное напряжение p_0 и в рассматриваемом случае ось *Z*. Угол θ задает плоскость, в которой действует не только полное напряжение p_0 , но и главное нормальное напряжение σ_1 , а также геометрическую сумму главных нормальных напряжений σ_2 и σ_3 , т.е. напряжение σ_{23} и его часть – эквивалентное напряжение σ_{323} :

$$\sigma_{\Sigma 23} = \sqrt{\sigma_2^2 + \sigma_3^2}; \quad \sigma_{323} = \sqrt{\frac{(\sigma_2^2 + \sigma_3^2)}{2}}.$$
 (4)

Поэтому такую плоскость можно назвать и очевидно следует считать главной, особенно при рассмотре-





 σ_{1c} , σ_{3c} и σ_{1p} , σ_{3p} – главные нормальные напряжения при сжатии и растяжении; $\sigma_y = p_y$ – упругие составляющие, соответствующие растяжению и сжатию напряжений; σ_{ZO} , σ_{XO} – проекции полного напряжения p_O на соответствующие оси; γ_{13} , γ_{31} – углы между главными напряжениями σ_1 , σ_3 и их результирующим напряжением σ_{13} ; γ_{s13} – соответствующий σ_s угол между главным напряжением σ_1 и напряжением σ_{13}



Рис. 4. Эллипсоид напряжений и его сечение главной плоскостью:

 φ — угол между полным напряжением p_0 и осью Z; φ_{Z1} — угол между осью Z и напряжением σ_1 ; γ_{p1} — угол между полным напряжением p_0 и напряжением σ_1 ; $\sigma_{\Sigma 23}$, σ_{323} — геометрическая сумма главных нормальных напряжений σ_2 и σ_3 и эквивалентное им напряжение

нии напряженного и деформированного состояния в двумерном представлении, т.е. на плоскости. Эквивалентное напряжение σ_{923} лежит в главной плоскости и в зависимости от его знака (направления) его начало



Рис. 5. Сечение эллипсоида напряжений главной плоскостью: φ_{23} – угол между осью Z и напряжением σ_{23} ; γ_{p23} – угол между полным напряжением p_0 и напряжением σ_{23} ; γ_{s123} – соответствующий σ_s угол между главным напряжением σ_1 и суммирующим σ_2 и σ_3 напряжением σ_{23}



Рис. 6. Обозначения напряжений и углов в плоскости главных направлений 1 и 3:

 γ_{31} — угол между главным напряжением σ_3 и результирующим напряжением σ_{13} ; $\sigma_{s\,13} = \sigma_s$ — линейное напряжение текучести (сопротивление пластическому деформированию или давление течения)

или конец будет находиться на поверхности эллипсоида напряжений с полуосями – σ_1 , σ_2 , σ_3 .

Поскольку в трехмерном пространстве напряженное состояние точки описывается уравнением, которое с геометрических позиций представляет собой в общем случае поверхность эллипсоида и в некоторых частных случаях сферу, то сечения в координатных плоскостях чаще всего образуют эллипсы.

Одним из основных параметров, характеризующих эллипс, является его эксцентриситет e, который количественно отражает овальность, т.е. искажение окружности. Например для сечения эллипсоида напряжений плоскостью, в которой действуют главные напряжения σ_1 и σ_3 , эксцентриситет полученного эллипса может быть найден по следующей формуле:

$$e_{13} = \frac{\sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_3^2}}{\sigma_1} = \sqrt{1 - tg^2 \gamma_{13}} , \qquad (5)$$

где γ_{13} – угол между главным напряжением σ_1 и суммирующим σ_1 и σ_3 напряжением σ_{13} (рис. 6).

На рис. 6 показано, что напряжение пластического течения (или сопротивление пластическому деформированию) также может быть выражено как тригонометрическая функция крайних главных напряжений:

$$\sigma_{s13} = \sigma_1 (1 - tg \gamma_{13}) = \sigma_3 (ctg \gamma_{13} - 1).$$
 (6)

С другой стороны, угол γ_{13} и соответствующий ему угол γ_{31} влияют на угол γ_{s13} , необходимый для обеспе-

чения требуемого линейного напряжения текучести $\sigma_{s13} = \sigma_s$:

$$\gamma_{s13} = \frac{\pi}{4} - \gamma_{13} = \frac{\pi}{4} - \arctan\left(\frac{\sigma_3}{\sigma_1}\right). \tag{7}$$

Эти углы имеют также следующую взаимосвязь:

$$tg\gamma_{13} = \frac{1 - tg\gamma_{s13}}{1 + tg\gamma_{s13}}$$
 или $tg\gamma_{s13} = \frac{1 - tg\gamma_{13}}{1 + tg\gamma_{13}}$. (8)

Таким образом, в качестве характеристики, отражающей искажение окружности или сферы по мере превращения их соответственно в эллипс или эллипсоид вместо эксцентриситета удобнее использовать углы, например γ_{13} , γ_{12} , γ_{23} или их тригонометрические функции, которые отражают соотношение главных напряжений.

Если известное свойство направляющих косинусов главных нормальных напряжений, согласно принятым обозначениям, может быть записано в следующем виде:

$$\cos^{2} \gamma_{p1} + \cos^{2} \gamma_{p2} + \cos^{2} \gamma_{p3} = 1, \qquad (9)$$

то для углов γ_{12}, γ_{23} и γ_{31} следует отметить аналогичное свойство:

$$\cos^2 \gamma_{12} + \cos^2 \gamma_{23} + \cos^2 \gamma_{31} = 1,5, \qquad (10)$$

а для суммы этих углов выполняется равенство:

$$\gamma_{12} + \gamma_{23} + \gamma_{31} = 3\pi/4, \qquad (11)$$

т.е. сумма отклонений углов от значения $\pi/4$, необходимых для осуществления пластической деформации, равна нулю:

$$\gamma_{s12} + \gamma_{s23} + \gamma_{s31} = 0, \qquad (12)$$

что может отражать условие пластичности.

Анализ схем, приведенных на рис. 2–4, позволяет установить связь между тригонометрическими функциями углов в виде системы:

$$\begin{cases} \cos \gamma_{p1} = \text{tg } \gamma_{31} \cos \gamma_{p3}; \\ \cos \gamma_{p2} = \text{tg } \gamma_{12} \cos \gamma_{p1}; \\ \cos \gamma_{p3} = \text{tg } \gamma_{23} \cos \gamma_{p2}; \\ \text{tg } \gamma_{12} \text{ tg } \gamma_{23} \text{ tg } \gamma_{31} = 1. \end{cases}$$
(13)

Как показано на рис. 1, в сферической системе координат направление полного напряжения p_0 задается двумя углами: φ и θ . Рассмотрим роль этих углов и их влияние на напряженное состояние в точке. В случае осадки активная внешняя сила сжатия, приводящая тело в пластическое состояние, действует вертикально вдоль оси *Z*. При этом нагружение внешней растягивающей силой не рассматривается. При осевой симметрии или рассмотрении сечения в плоскости *ZOX* или *ZOp*₀ угол $\theta = 0$. При сжатии угол φ , т.е. отклонение полного напряжения *p*₀ от вертикали, связан с силой, необходимой для преодоления трения на контактных поверхностях, особенно в зоне скольжения, где она может быть определена как

$$\tau_{\kappa} = \mu_{A} \sigma_{H} ; \quad tg \phi = 2\mu_{A} , \qquad (14)$$

где τ_{κ} – касательное напряжение, являющееся удельной силой трения на контактной поверхности; $\sigma_{\rm H}$ – нормальное напряжение на контактной поверхности; $\mu_{\rm A}$ – коэффициент трения в соответствии с законом Амонтона;

φ – угол контактного трения,

$$\varphi = \arctan(2 \mu_A) =$$

$$= \arcsin\left(\frac{2 \mu_A}{\sqrt{1+4 \mu_A^2}}\right) = \arccos\left(\frac{1}{\sqrt{1+4 \mu_A^2}}\right). \quad (15)$$

В этом случае $0 \le \varphi \le \pi/4$, так как если $\varphi > \pi/4$, то это будет означать, что внешняя активная сила, вызывающая пластическую деформацию, и главное напряжение σ_1 тяготеют к направлениям, ортогональным оси *Z*.

Тогда угол φ_{Z1} , т.е. отклонение главного направления 1 и главного нормального напряжения от вертикали, как это показано на рис. 4, будет являться суммой двух углов

$$\varphi_{Z1} = \gamma_{p1} + \varphi, \qquad (16)$$

где tg ϕ_{Z1} является уравнением касательной в точке на траектории главного направления 1, поэтому возможность его определения в точке позволяет решать многие задачи, имеющие практическое приложение. Например, методика расчета контура свободной поверхности при осадке [1] основывается на том, что этот контур является траекторией главного нормального напряжения σ_1 .

Если внешняя активная сила является растягивающей, как при испытании цилиндрических ($\theta = 0$) образцов на растяжение (образец также рассматривается в 1-м квадранте ортогональных координат), то внешнее контактное трение отсутствует и $\varphi = 0$. Следовательно, в силу осесимметричного напряженного состояния $\varphi_{Z1} = \gamma_{13}$. При этом угол φ_{Z1} в отличие от случая нагружения сжатием будет направлен по часовой стрелке, а не против нее.

Однако приведенное выше не означает, что при внешнем нагружении сжатием, т.е. при осадке, во всех случаях все элементарные объемы осаживаемого образца будут находиться в напряженном состоянии всестороннего сжатия.

Результаты исследований [2] показали, что при определенных условиях в периферийной части осаживаемого образца, примыкающей к свободной поверхности, могут возникать зоны разрыхления или зоны, стремящиеся к отслоению и даже к разрушению. Это связано с образованием элементарных объемов, находящихся в напряженном состоянии и характеризующихся всесторонним растяжением, которое возникает в силу выполнения условия сплошности и образуется за счет деформаций и перемещений соседних зон и их элементарных объемов.

Поэтому, несмотря на то что напряженное состояние в элементарном объеме рассматривается только на примере осадки, на рис. 2 и 3 присутствуют линейные напряжения сжатия и растяжения.

Таким образом, рассмотрены более подробные, чем в работе [3], результаты исследования ряда свойств и особенностей, присущих в отличие от деформируемого тела только элементарному объему, которые при проведении дальнейших теоретических исследований заставили отступить от некоторых традиционных представлений и подходов к анализу напряженного и деформированного состояния в элементарном объеме или точке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мамаев В.Б.** Расчет контура свободной поверхности в процессах осадки и центрирование заготовок в ручьях штампов // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 34–37.

2. Мамаев В.Б., Мамаев М.В. Разработка основ метода траекторий главных направлений // Наукоемкие технологии в машиностроении и авиастроении: материалы IV Междунар. науч.-техн. конф. В 2 ч. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2012. Ч. II. С. 132–137.

3. Мамаев В.Б., Мамаев М.В. Анализ напряженного состояния при пластической деформации элементарного объема тела // Наукоемкие технологии в машиностроении и авиастроении: материалы IV Междунар. науч.-техн. конф. В 2 ч. Рыбинск: РГАТУ им. П.А. Соловьева, 2012. Ч. П. С. 127–132.

(Продолжение следует.)

Владимир Борисович Мамаев, канд. техн. наук, vmamaev51@yandex.ru; Михаил Владимирович Мамаев

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ справочник кузнеца



А.С. Матвеев, В.А. Кочетков. Под редакцией В.Ф. Безъязычного

2011 г. 360 с. ISBN 978-5-94275-579-9

Цена 440 р.

Представлены сведения о материалах, применяемых в авиационном двигателестроении, краткие данные о физической сущности пластической деформации, основном оборудовании цехов кузнечно-штамповочного производства, используемой оснастке, нагревательных устройствах и режимах ковки и штамповки, а также контроля температур при нагреве металла. Показана роль обработки материалов давлением в создании нанокристаллической структуры материалов.

Приведены сведения об основных кузнечных и штамповочных операциях и производственных методах контроля качества поковок и штамповок. Рассмотрены вопросы термической обработки поковок и штамповок.

Дано понятие «специальный процесс», изложены требования, предъявляемые к производственному персоналу и используемому оборудованию.

Справочник рекомендуется для подготовки рабочих на предприятиях, а также в качестве учебного пособия для обучения специалистов среднего профессионального образования.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ



УДК 621.771.01

А.Г. Колесников, А.В. Мунтин*, А.Г. Зинягин, Д.А. Рингинен*

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, * ОАО "Выксунский металлургический завод")

Распределение деформации по толшине сляба при прокатке на толстолистовом стане

Проведен расчет методом конечных элементов прокатки на стане 5000. Получены закономерности изменения деформации различных слоев по толщине в очаге прокатки. Показано, что основной вклад в неравномерность распределения накопленной эквивалентной деформации по толщине раската вносит сдвиговая составляющая.

Ключевые слова: плоская прокатка; метод конечных элементов; стан 5000; сдвиговые деформации.

The deformation of slab in hot rolling is analyzed with two-dimensional finite element method. The distribution of strain in deformation zone is studied.

Keywords: flat rolling; finite element method; rolling mill 5000; shear strains.

Характерной особенностью процесса прокатки является неравномерность распределения деформации металла по сечению раската. Важным становится знание о распределении деформации металла по сечению в случае многопроходной прокатки крупногабаритных слябов, так как в каждом проходе в результате деформационного воздействия формируются определенные свойства металла, которые наследуются в последующих проходах и определяют характеристики готового проката.

Внимание исследователей к этому вопросу вызвано необходимостью разработки рациональных режимов деформирования, обеспечивающих требуемую структуру металла, его физико-механические и другие свойства.

На основе многочисленных экспериментальных исследований прокатки крупных слитков установлено, что повышение степени обжатия ведет к лучшей проработке сечения и выравниванию деформации по толщине и распределение деформации зависит от ширины слитков.



При прокатке заготовок с большим отношением ширины к длине дуги захвата (B_{cp} / L > 4) уширение происходит за счет тех участков металла, которые находятся близко к боковым граням, а основная масса металла практически не деформируется в направлении ширины. Пренебрегая общим незначительным уширением, характерным для широких полос, можно рассматривать эквивалентную деформацию центральной части очага деформации (ОД) как плоскую деформацию (рис. 1).

Уравнение эквивалентной деформации для плоской задачи [1] имеет следующий вид:

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_x^2 + \frac{1}{4} \gamma_{xy}^2} , \qquad (1)$$

где $\varepsilon_x = -\varepsilon_y$ — линейные деформации растяжения и сжатия по соответствующим осям; γ_{xy} — сдвиговая деформация.

Накопленная эквивалентная деформация определяется интегрированием эквивалентной деформации по времени:

$$\varepsilon_{\Sigma} = \int_{0}^{t_{\Pi}} \frac{d\varepsilon_{e}}{dt} \, dt \, ,$$

где *t*_п — общее время прокатки. При этом характер накопления различен для различных слоев по толщине.

Линейные деформации возрастают монотонно в очаге прокатки [2], а сдвиговые деформации меняют свой знак при переходе через нейтральное сечение Рис. 2. Сдвиговая деформация до и после нейтрального сечения *N_p*



(рис. 2). Выделяют две причины возникновения сдвиговых деформаций — под влиянием контактного трения при низком очаге деформации ($L/H_{\rm cp} > 0.5$, где $H_{\rm cp}$ – средняя толщина проката) и вследствие геометрических параметров очага деформации при высоком очаге деформации ($L/H_{\rm cp} < 0.5$).

Исследовали распределение деформаций по толщине раската после первого прохода при прокатке на толстолистовом стане, а также закономерности изменения деформаций в очаге.

Одна из особенностей прокатки на толстолистовом прокатном стане заключается в том, что в первых проходах критерий $L/H_{\rm cp}$ составляет 0,4....0,7 — пограничное значение между высоким и низким очагом деформации.

Необходимость изучения закономерностей изменения деформации обусловлена также тем, что на современных толстолистовых прокатных станах применяют технологические схемы, основанные на управлении микроструктурой и свойствами готового проката за счет температурных, деформационных и скоростных параметров, а начальный этап деформации при температурах выше температуры рекристаллизации является важнейшим с точки зрения получения равномерной мелкозернистой структуры. Равномерность микроструктуры в значительной степени зависит от распределения деформации по толщине проката [3].

Расчеты осуществляли методом конечных элементов с использованием программного комплекса DEFORM. Для создания модели использовали параметры прокатки на толстолистовом прокатном стане 5000 с диаметром рабочих валков 1200 мм. Расчет проводили для прокатки сляба толщиной 300 мм при температуре 1100 °С в один проход с обжатием 10 % и окружной скоростью вращения валков 1,5 м/с в изотермических условиях. В качестве материала использовали микролегированную сталь типа 10Г2ФБЮ, предназначенную для производства труб большого диаметра.

Пластическая модель сляба сформирована из четырехузловых билинейных элементов (рис. 3), модель валка — абсолютно жесткая. Задача была решена за 300 шагов, каждый из которых соответствовал временному интервалу 0,005 с. Для обеспечения стабильного захвата в начальный момент прокатки применяли толкатель, имитирующий работу клетьевого рольганга. Скорость движения толкателя устанавливалась 0,1 м/с, вследствие чего после захвата он отставал от



Рис. 3. Общий вид модели

сляба и не оказывал воздействия на процесс деформации.

Модель сляба подкреплена результатами экспериментов в условиях имитационного комплекса Gleeble 3800 по определению кривых напряжение истинная деформация для исследуемой стали (рис. 4).

Для описания контакта между валком и слябом использована кулоновская модель трения $\tau = \mu_p$, где τ – напряжение сдвига; μ – коэффициент трения; p – контактное давление. При этом коэффициент трения принят 0,3, что позволяет обеспечить стабильный захват в соответствии с условием $\mu > \text{tg } \alpha$, где α – угол захвата (см. рис. 1).

Выбранные для сляба элементы представляют собой квадраты, стороны которых параллельны осям координат, все элементы имеют одинаковый размер. Поскольку размер элементов может повлиять на результаты расчета, для сравнения было выбрано три варианта сетки с разным числом элементов на 1/2 толщины (см. таблицу).

Характер распределения накопленной деформации для всех трех вариантов схож (рис. 5). Минимальная деформация накоплена в середине заготовки, далее по направлению к поверхности она возрастает



Рис. 4. Кривые напряжение-истинная деформация для стали типа 10Г2ФБЮ при 1100 °С: $1 - \dot{\epsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$; $2 - 1 \text{ c}^{-1}$; $3 - 0.1 \text{ c}^{-1}$

Номер варианта	Число элементов на 1/2 толщины	Размер элемента, мм	Число элементов на 1/2 сляба
1	10	15×15	≈ 600
2	20	7,5×7,5	≈ 2500
3	40	3,75×3,75	≈ 10 000

Варианты разбиения сетки сляба на конечные элементы

вплоть до максимального значения (на расстоянии около 1/8 толщины от поверхности раската). Значения максимальной деформации для трех вариантов схожи, тем не менее при большем числе элементов (вариант № 3) деформация немного ниже.

По направлению от 1/8 толщины к поверхности накопленная деформация уменьшается и при варианте № 3 также минимальна. Учитывая несоответствия между результатами расчетов для сеток с разным числом элементов и бо́льшую приближенность варианта № 3 к реальной картине распределения деформаций, для дальнейшего исследования приняли вариант с 40 элементами на 1/2 толщины сляба.

Таким образом, минимальная истинная деформация 0,135 накоплена в центральном по толщине слое, максимальная истинная деформация 0,205 зафиксирована на расстоянии около 1/8 толщины от поверхности. На поверхности накопленная деформация составляет 0,162.

Линейная деформация ε_x после прохода по отношению к исходному состоянию уменьшается по направлению к середине раската, однако ее неравномерность незначительна (рис. 6). Сдвиговая деформация γ_{xy} в различных слоях по толщине принимает как положительные, так и отрицательные значения, а ее неравномерность заметно больше, чем у линейной. Следовательно, сдвиговая деформация вносит основной вклад в распределение наколенной эквивалентной деформации ε_e за счет изменения знака в очаге про-







Рис. 6. Распределение истинной деформации по толщине после прохода

катки, что сложно оценить только по итоговым значениям после прохода.

В связи с этим проанализированы изменения линейных и сдвиговых деформаций в очаге прокатки. Анализ по каждому из 41-го узла сетки на 1/2 толщины проката (т. 1 – поверхность; т. 41 – середина) (рис. 7) показал, что в зависимости от слоя по толщине линейные и сдвиговые деформации изменяются по-разному, а слои можно группировать по некоторым особенностям изменения деформаций (рис. 8).

Для линейной деформации можно выделить два участка по направлению прокатки. Первый участок относится к зоне, геометрически находящейся до входа в очаг деформации (геометрический очаг деформации – ОД на рис. 1). На этом участке линейная деформация имеет четыре разных варианта в зависимости от слоя по толщине. В тт. 1-3 наблюдается предварительная положительная растягивающая деформация по оси *x*, которая обусловлена ускорением приповерхностных слоев перед контактом с валками. Далее при переходе от т. 4 к т. 8 предварительные деформации растяжения постепенно затухают до 0, а вблизи входа



Рис. 7. Распределение накопленной истинной деформации по узлам



Рис. 8. Изменение истинной деформации в ходе прокатки в различных слоях по толщине сляба: т. 1 – поверхность; т. 41 – середина; I – зона отставания; II – зона прилипания; III – зона опережения; HC – нейтральное сечение

металла в валки наблюдаются небольшие отрицательные деформации.

В тт. 10—16 предварительные линейные деформации практически отсутствуют, начиная с т. 17 и до середины проката постепенно развиваются отрицательные (на некотором расстоянии до геометрического очага деформации) и положительные (непосредственно перед входом в очаг) деформации.

Также кривые изменения линейных деформаций можно разделить еще на два типа, определяемые влиянием контактного трения при прокатке. Так, в тт. 1–10 наблюдается влияние зоны прилипания, где линейная деформация затруднена. В т. 1 она имеет максимальную протяженность и практически затухает ближе к т. 10.

Графики изменения сдвиговых деформаций можно классифицировать по двум вариантам:

1) в зависимости от слоя по толщине изменяются положение и значение минимума сдвиговых деформаций;

2) в момент выхода слоя из очага сдвиговые деформации могут приобретать как положительные, так и отрицательные значения (см. рис. 8).

В тт. 1–10 заметно влияние зоны прилипания на минимальное значение сдвиговой деформации. Минимум, который, вероятно, должен находиться в нейтральном сечении, "срезан" и сдвинут в зону отставания. Постепенное уменьшение влияния контактного трения по направлению к т. 10 способствует формированию максимума ближе к нейтральному сечению. Минимальное значение сдвиговые деформации принимают в интервале тт. 4–10, после чего плавно затухают до нуля к середине проката.

Выводы

1. Минимальная накопленная эквивалентная деформация 0,135 зафиксирована в центре раската, максимальная 0,205 — на расстоянии около 1/8 от поверхности раската.

2. Линейная деформация во всех точках по толщине отличается незначительно, а сдвиговая вносит основной вклад в неравномерность накопленной эквивалентной деформации, в том числе за счет изменения знака в очаге деформации.

3. В зависимости от слоя по толщине линейные и сдвиговые деформации изменяются по-разному, слои можно группировать по особенностям изменения деформаций.

4. Зона затрудненной деформации распространяется на расстояние 1/8 толщины от поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Никитин Г.С.** Теория непрерывной продольной прокатки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. 399 с.

2. Roumina R., Sinclair C.W. Deformation geometry and through-thickness strain gradients in asymmetric rolling // Metall. Mater. Trans. 2008. \mathbb{N} 1. P. 1–8.

3. Эфрон Л.И. Металловедение в "большой" металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.

Александр Григорьевич Колесников, д-р техн. наук; Александр Вадимович Мунтин, amuntin@gmail.com; Алексей Геннадиевич Зинягин; Дмитрий Александрович Рингинен



ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ»

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4, тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897, e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 620.172

Р.А. Воробьев^{1,2}, В.Н. Дубинский¹, Е.С. Беляев¹, В.Н. Литовченко² (¹Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, ² ОАО ЦНИИ "Буревестник", г. Нижний Новгород)

Влияние лазерной резки на состояние поверхности и микроструктуру плоских образцов для испытаний на статическое растяжение

Проведены сравнительные структурные и механические испытания плоских образцов, изготовленных лазерной резкой и фрезерованием. Сделаны выводы о преимуществах и недостатках применения лазерной резки в качестве формообразующей операции при изготовлении стандартных плоских образцов для испытаний на статическое растяжение по ГОСТ 1497.

Ключевые слова: лазер; резка; термическая обработка; механические испытания; образцы на растяжение; фрезерование.

The comparative structural and mechanical testings of flat samples produced by laser cutting and milling are carried out. The conclusions about advantages and disadvantages using of laser cutting as forming operation during the general flat samples production for static tension tests are drawn by GOST 1497.

Keywords: laser; cutting; heat treatment; mechanical testings; tensile samples; milling.

В настоящее время в производстве внедряются прогрессивные виды резки металла (лазерная, гидроабразивная, электроэрозионная и др.), позволяющие быстро и рационально проводить раскрой заготовки с наименьшими потерями. При этом точность резки заданной конфигурации детали в некоторых случаях позволяет избежать применения финишной обработки. Но для того чтобы применять детали, вырезанные этими способами, в ответственных конструкциях необходимо знать, как влияет метод формообразования на структуру и прочностные свойства изделия.

Цель работы — определение механических свойств и структурного состояния материала после лазерной резки, а также оценка возможности применения лазерной резки в качестве формообразующей операции при изготовлении стандартных плоских образцов для испытаний на статическое растяжение по ГОСТ 1497.

Изготовляли плоские образцы на растяжение из стали 07Х3НМГЮА толщиной 3 и 5 мм, а также образцы для микроструктурного анализа из стали 20.

Образцы были получены газолазерной резкой излучением CO₂-лазера (длина волны излучения $\lambda = 10,6$ мкм) при плотности мощности W = $= 3,54\cdot10^6$ Вт/см² (мощность излучения P = 2,5 кВт, диаметр пятна (луча) на поверхности образца $d_{\pi} = 0,3$ мм). В качестве вспомогательного газа использовался сжатый воздух при давлении 0,8 МПа. При данных условиях скорость изготовления образца составляет 1,5 мин, что в 20 раз быстрее, чем при использовании фрезерования.

При газолазерной резке протекают процессы разрушения металла, плавления, а также удаления продуктов из зоны резки потоком газа, что обусловливает оплавление поверхности реза и образование периодических углублений [1, 2].

Параметр шероховатости поверхности реза на образцах из стали 07ХЗНМГЮА составляет $R_z = 9,14$ мкм (по ГОСТ 1497 величина R_z не должна превышать 20 мкм), но при лазерной резке нарушается прямоугольный профиль торцевой рабочей поверхности образцов, что недопустимо и может сказываться на результатах механических испытаний.

После лазерной резки на образцах из стали 20 микроструктуры металла в зоне термического влияния и сердцевины имеют различное строение, что связано с высокой скоростью нагрева и степенью переохлаждения (рис. 1) [3].

В результате лазерной резки на поверхности происходит закалка из жидкого состояния, микроструктура поверхности реза (рис. 1, *a*) состоит из бесструктурного мартенсита, нижележащие слои, претерпевающие закалку из твердого состояния, имеют структуру мартенсита (светлые, безрельефные, слабо травящиеся участки) и феррита, что можно классифицировать как неполную закалку доэвтектоидной стали. Структура основного металла (см. рис. 1, *б*) феррит + перлит [4].



Рис. 1. Микроструктура стали 20 после лазерной резки (×1000):

а – зона термического влияния; *б* – основной металл

Глубина зоны термического влияния при лазерной резке (рис. 2) составляет не более 90 мкм.

По ГОСТ 7564 вырезку образцов осуществляют холодным способом, не допуская поверхностного упрочнения и перегрева проката, которые могут изменить их механические свойства. Следы, оставленные инструментом после механической обработки, которые могут повлиять на результаты испытания, должны устраняться шлифовкой или полировкой.

При изготовлении лазерной резкой образцов из стали, прошедшей *окончательную термическую обработку* (ОТО), в технологический процесс необходимо вводить шлифовку и полировку для удаления зоны термического влияния, зоны оплавления поверхности реза и периодических углублений профиля рабочей поверхности образца.

В случае, когда образцы на растяжение изготовляют до операций окончательной термической обработки, после ОТО необходимо также проводить дополнительное шлифование и полирование рабочей поверхности образцов независимо от способа их формообразования.

Для исследования влияния лазерной резки на получаемые при испытаниях на растяжение механические характеристики были изготовлены две партии плоских образцов (первая с помощью лазерной резки, вторая – фрезерованием) толщиной 5 и 3 мм из стали 07ХЗНМГЮА. После окончательной термической обработки (закалка от температуры 910 °С на воздухе, отпуск 400 °С) образцы очищали от окалины без дополнительного шлифования.

Состояние поверхности показано на рис. 3. Наличие грубых дефектов поверхности, влияющих на ре-



Рис. 3. Дефекты на боковой поверхности образцов после лазерной резки и фрезерования

зультаты механических испытаний, связано с недостаточной глубиной очистки поверхности от окалины после ОТО. Такое состояние поверхности отмечается как на образцах после лазерной резки, так и после фрезерования.

Для получения надежных результатов, меньшего их разброса относительно среднего значения необходимо полностью удалять следы окисления металла и раковины на рабочих поверхностях образцов (ГОСТ 1497), учитывать необходимые допуски для дальнейшей механической обработки после ОТО.

Микроструктура образцов из стали 07Х3НМГЮА, изготовленных лазерной резкой после окончательной термической обработки, приведена на рис. 4. Микроструктура состоит из сорбита отпуска. Зона термического влияния после лазерной резки в данном случае структурно не выявляется.

Результаты испытаний на растяжение образцов двух партий представленны в таблице и на рис. 5, 6 [5].

Процессы разрушения реальных твердых тел сложны и происходят для различных материалов по-разному с учетом структуры материала, его химического состава, состояния поверхности и дефектности структуры, вида нагружения, влияния внешней среды и других факторов. В зависимости от них вид разрушения может меняться от мгновенного хрупкого до замедленного и вязкого.

Разрушение твердого тела больших объемов – макроразрушение предопределяется, как известно, микропроцессами, которые происходят в его структуре до и в процессе самого разрушения. А эти микропроцессы зависят от свойств тех микросоставляющих материала, которые в результате физического взаимодействия между собой образуют его макроструктуру. Поэтому, чтобы определить прочность или предвидеть



Рис. 4. Микроструктура стали 07ХЗНМГЮА (×1000): *a* – поверхность (темная полоса внизу – оправка); *б* – основной металл



Рис. 2. Глубина зоны термического влияния (сталь 20). ×200

	Механические свойства							
Номер	J	Іазерная обработк	a	Mex	каническая обраб	отка		
nenbruinn	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %		
Вдоль направления проката								
1 894/870* 1014/1000 12/20 799/835 941/991 11/19								
2	789/856	1020/995	13/20	806/826	939/991	11/18		
3	884/832	1014/994	13/20	803/822	949/989	11/20		
Среднее значение	856/853 1016/996 12/20		803/828 943/990		11/19			
	Поперек направления проката							
1	857/826	1009/969	15/19	866/841	1011/977	15/18		
2	874/844	1025/973	15/18	862/832	1001/974	12/17		
3	880/840	1011/971	15/20	858/859	1005/989	13/18		
Среднее значение	870/837	1015/971	15/19	862/844	1006/980	13/18		
* В числителе при	* В числителе приведены значения для образцов толщиной 5 мм, а в знаменателе — для образцов толщиной 3 мм.							

Результаты статических испытаний плоских образцов толщиной 5 и 3 мм

разрушение твердого тела и управлять им, необходимо располагать данными о характерных особенностях микропроцессов разрушения твердых тел в зависимости от структуры материалов [6].

Как видно из приведенных в таблице данных, механические свойства образцов толщиной 3 мм из стали 07Х3НМГЮА, изготовленных поперек направления проката, находятся на одном уровне, во всех остальных случаях предел прочности $\sigma_{\rm B}$ и предел текучести $\sigma_{\rm T}$ на образцах после лазерной резки выше, чем после фрезерования, на 5...10 %. Более четко такая закономерность прослеживается на образцах толщиной 5 мм. Эти результаты могут быть следствием следующих причин:

– при газолазерной резке протекают сложные тепловые и физико-химические процессы [2, 3] в потоке плазмы и газа под давлением, что повышает вероятность насыщения поверхности азотом воздуха, сталь легирована компонентами, которые имеют повышенное сродство к азоту (Cr, Mo, Al) и способны образовывать дисперсные нитриды;

 на образцах толщиной 5 мм слой диффузии выше, чем на образцах толщиной 3 мм, однако методом оптической микроскопии включения нитридов не выявляются;

 наличие не строго прямоугольного, а скругленного профиля (по толщине образца) при лазерной резке изменяет схему напряженного состояния, при этом чем больше толщина образца, тем больше радиус скругления;

– после лазерной резки профиль поверхности образцов за счет ее оплавления не имеет "острых" кон-



Рис. 5. Механические свойства образцов толщиной 5 мм из стали 07ХЗНМГЮА:

а – вдоль направления проката; *б* – поперек направления проката



Рис. 6. Механические свойства образцов толщиной 3 мм из стали 07X3HMГЮА:

а – вдоль направления проката; *б* – поперек направления проката

центраторов напряжений по сравнению с механической обработкой;

 – влияние термодеформационных процессов при лазерной резке может проявляться и после окончательной термической обработки на уровне субмикроструктуры (дислокационной структуры).

Заключение. Сравнительные структурные и механические испытания плоских образцов, изготовленных лазерной резкой и обычным фрезерованием, показали, что:

• микроструктура зоны термического влияния после лазерной резки образцов стали 20 изменяется от мартенситной на поверхности, мартенситной и ферритной (неполная закалка) в нижележащих слоях до перлито-ферритной (основной металл); • после лазерной резки образцов стали 07Х3НМГЮА параметр шероховатости поверхности $R_z = 9,14$ мкм и удовлетворяет требованиям ГОСТ 1497;

 профиль по месту реза не прямоугольной формы (имеется скругленность), что может сказаться на результатах испытаний на растяжение и ставит под сомнение целесообразность этого способа формообразования образцов;

• механические свойства после лазерной резки на 5...19 % выше, чем после фрезерования, что может быть связано с насыщением поверхности азотом воздуха и образованием дисперсных нитридов, изменением субмикроструктуры стали, а также с отсутствием острых концентраторов напряжений, присущих плоскому образцу;

• получение повышенных механических характеристик, наряду со скруглением профиля образца, снижает преимущества лазерной резки (автоматизация процесса, гибкость технологической линии, высокая скорость резки) при изготовлении образцов для испытаний на растяжение, в то же время при изготовлении металлоизделий эти преимущества несомненны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ящерицын П.И.** Теория резания: учеб. для вузов. Минск: Новое знание, 2005. 512 с.

2. Сорокина С.А. Основы низко- и высокоэнергетических технологий. В 2-х ч. Ч. 2: метод. указ. Н. Новгород: НГТУ, 2007. 19 с.

3. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.

4. Шмыков А.А. Справочник термиста. 2-е изд. М.: ЁЁ Медиа, 2012. 290 с.

5. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1998. 400 с.

6. **Черепанов Г.П.** Механика разрушения. М.: ИКИ, 2012. 872 с.

Роман Александрович Воробьев, канд. техн. наук, linuxjuicy@gmail.com;

Владимир Наумович Дубинский, канд. техн. наук; Евгений Сергеевич Беляев, канд. техн. наук; Виктор Николаевич Литовченко



И.В. Ноздрин (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Анализ современного состояния производства и применения диборида хрома

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения диборида хрома. Установлено, что диборид хрома CrB₂ – твердый и износостойкий, жаропрочный и химически инертный материал – находит широкое применение в технике для изготовления защитных покрытий металлов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов.

Ключевые слова: диборид хрома; порошковая металлургия; напыление и наплавка защитных покрытий; нанотехнологии.

The analysis of the current state of domestic and global production and use of chromium diboride is performed. Established that chromium diboride CrB_2 – hard and durable, heat resistant and chemically inert material – is widely used in engineering for the manufacture of protective coatings of metals, as components and alloying additions of firm alloys.

Keywords: chromium diboride; powder metallurgy; welding and spraying of protective coatings; nanotechnologies.

Боридообразующий элемент хром входит в число переходных металлов первой группы (Sc, Ni, V, Cr, Mn, Fe, Co), в атомах которых отсутствует 3d-подгруппа и при образовании соединений с неметаллами происходит заполнение недостроенных электронных групп.

Атомы бора в боридах образуют сетку. Взаимодействие между атомами металла и бора в боридах относительно слабое, поэтому их структуру рассматривают как две слабо связанные подрешетки. Однако преобладающей является металлическая связь Cr—Cr, которая определяет такие свойства боридов, как высокие твердость и температура плавления.



Рис. 1. Диаграмма состояния системы Cr-В

Диаграмма состояния системы Cr–В приведена на рис. 1. Установлено образование в системе боридов следующих составов: CrB₄, CrB₂, Cr₃B₄, CrB, Cr₅B₃, Cr₂B. Благодаря комплексу физико-химических свойств (табл. 1) прикладное значение в научно-технической сфере имеет диборид хрома CrB₂.

Целью работы является аналитическое исследование состояния металлургических технологий производства и применения диборида хрома и определение доминирующих тенденций их развития и совершенствования.

Научный и прикладной интерес к дибориду хрома вызван тем, что в настоящее время он входит в группу наиболее востребованных на мировом рынке синтетических материалов. В связи с этим изучена научно-техническая литература и осуществлен патентный поиск, охватывающие технологии производства и применения CrB₂. Полученные сведения о ведущих отечественных и зарубежных производителях CrB₂ позволяют представить следующую классификацию известных способов его получения и основных областей применения (рис. 2).

В работе Г.В. Самсонова и др. (Бор, его соединения и сплавы. Киев: АН УССР, 1960. 590 с.) описано получение диборида хрома CrB_2 синтезом из элементов. При осуществлении процесса исходные реагенты: хром чистотой 99,96 % мас. и бор чистотой 99,6 % мас. тщательно смешиваются, брикетируются и в кварцевой лодочке загружаются в высокочастотную печь. Синтез осуществляется в вакууме при температуре 1423 К в течение 12 ч или в атмосфере аргона при температуре 1573...1623 К в течение 36...48 ч.

При осуществлении другого способа [1] бор аморфный, полученный магниетермическим способом, с содержанием бора общего не менее 93 % мас. и

Параметр	Значение			
Теплофизические свойства				
Температура плавления, К	2573			
Характеристическая температура, К	780			
Коэффициент термического расширения $\alpha_{300},10^{-6}\;K^{-1}$	10,5			
Теплопроводность λ_{300} , Bt/(м·K)	31,8			
Стойкость в жидких средах				
Нерастворимый остаток, %, растворитель:				
HCl (плотность 1,19)	36*/3			
HCl (1:1)	51/6			
HNO ₃ (1:1)	99/41			
H ₂ SO ₄ (плотность 1,84)	99/—			
H ₂ SO ₄ (1:4)	9/3			
H ₃ PO ₄ (1:4)	100/18			
HClO ₄ (1:3)	100/4			
H ₂ C ₂ O ₄ (насыщенный раствор)	44/2			
$H_2C_2O_4$ (1:3)	97/75			
Механические свойства				
Микротвердость, ГПа	1820			
Модуль упругости E , кН/мм ² , при $T = 300$ К	450			
Предел прочности, МПа, при $T = 300$ К:				
при сжатии	1280			
при изгибе	620			
* В числителе приведен нерастворимый остаток, полу-				

1. Физико-химические свойства CrB₂

* В числителе приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой боридов при температуре 293...298 К, а в знаменателе — при температуре кипения соответствующих растворителей.

магния более 1,4 % мас. смешивают с порошком хрома, размер частиц которого не превышает 250 мкм. Полученную шихту увлажняют до влажности 16...20 % мас. и брикетируют при давлении 1,96...3,92 кПа. Синтез борида хрома проводят в вакууме при остаточном давлении не более 6,5 Па при повышении температуры до 1873...1973 К в течение не менее 2,5 ч. Выход CrB₂ достигает 98 % мас.

В работе Г.В. Самсонова и др. рассмотрен также способ получения диборида хрома CrB_2 карботермическим восстановлением оксидов хрома и бора. Процесс осуществляется в графитовом тигле или в печи сопротивления с графитовой трубой, нагретой до температуры 2273 К. В качестве восстановителя применяют

ламповую сажу, предварительно прокаленную для удаления влаги и летучих. Продукты синтеза сильно загрязнены углеродом, что связано с высокой летучестью борного ангидрида при температуре процесса.

Способ получения порошка борида хрома, описанный в патенте 5338523 США, включает в себя смешивание оксидов хрома и бора с углеродистым восстановителем и термическую обработку шихты в несколько этапов: нагрев шихты в реакционной камере при атмосферном давлении до температуры 1873...2273 К, затем в вакууме при температуре 1873...2273 К в течение нескольких часов. Готовый продукт характеризуется высоким содержанием свободного углерода, имеет удельную поверхность 950 м²/кг и средний размер частиц около 1 мкм.

Способ получения диборида хрома, описанный в патентах 2018412 РФ и 2048975 РФ, включает в себя приготовление шихты путем смешивания оксидов хрома и бора и углеродистого восстановителя с оком-кованием ее, порционную загрузку шихты в руднотер-мическую печь, термическую обработку и последующее измельчение полупродукта с отделением свободного углерода и примесей. Измельчение происходит в несколько этапов: 5...0,4 мм; 0,4...0,2 мм; класс менее 0,2 мм. Содержание свободного углерода составляет 0,5...1 % мас. Для повышения качества порошка в патенте 2018412 РФ изменено отношение бора к хрому и углерода в сплаве к сумме основных элементов (соответственно 0,15...0,35 и 0,005...0,049).

В работе А.И. Карасева (Получение порошков технических боридов титана, циркония, хрома и вольфрама борокарбидным методом // Порошковая металлургия. 1973. № 10. С. 1–5) рассмотрен способ получения диборида хрома борокарбидным восстановлением оксида хрома в печах сопротивления с графитовой трубой при температуре 2173...2273 К в вакууме. В результате непрерывного удаления оксида углерода и смещения равновесия реакции в сторону образования борида температура восстановления снижается до 1723...1973 К и уменьшается содержание углерода в



Рис. 2. Классификация способов получения диборида хрома CrB₂

Параметр	Чистый (Ti, Cr)B ₂	(Ti, Cr)B ₂ + связка		
		Ni	Cu	Cu–Ni
Плотность, 10 ³ кг/м ³	4,5	4,6	4,4	5,1
Твердость, HRA	92	90	82	93
Твердость по Виккерсу, ГПа	_	19	13	24,5
Прочность при сжатии, МПа	1200	1500	1200	2000
Относительная износостойкость	7	5	2	8

2. Физико-механические свойства материалов на основе (Ti, Cr) В₂

бориде. Применение вакуума также исключает окисление и азотирование получаемых продуктов.

Представленные способы дают возможность получения диборида хрома с размером частиц в основном 40...63 мкм. Диборид хрома, полученный борированием хрома или продуктов карбидотермического (карботермического) восстановления оксида хрома (смеси оксидов хрома и бора) в неокислительной атмосфере (вакуум, инертная среда), в основном используют в порошковой металлургии в технологии керметов. Среди твердых материалов известны сплавы на основе двойного диборида титана – хрома (Ti, Cr) В₂. Применение медно-никелевой связки значительно улучшает прочностные характеристики двойного борида (табл. 2).

Диборид хрома используют в качестве электродов полупроводниковых термопар, причем эти электроды, исполняемые в форме замкнутых с одного из концов трубок, служат одновременно защитным чехлом термопары.

Технологические процессы, входящие в первую группу, реализованы в настоящее время такими производителями, как ОАО "Запорожабразив", ОКТБ Института проблем материаловедения (ИПМ) НАН Украины, ОАО "Тулачермет".

Вторая группа способов получения диборида хрома описана в отчете о НИР (Освоить технологический процесс получения чистых порошков, хрома, марганца и легированных сталей восстановлением хлоридов / рук.: к.т.н. Ю.М. Картвелишвили. Тбилиси–Красноярск: ИМЕТ АН ГССР, 1985), согласно которому процесс получения борида хрома можно реализовать по следующей реакции: Технология производства включает в себя следующие операции: приготовление шихты, ее смешивание, брикетирование, загрузку и дегазацию, восстановление и слив солевого расплава, вакуумную дистилляцию, извлечение порошковой губки, измельчение, истирание и рассев порошка.

Трихлорид и бор смешивают в смесителе с титановыми шарами без металла-восстановителя (магния) в течение 3,5...4 ч в среде инертного газа — аргона (расход аргона 2,0...2,5 м³/ч). Магний подается в расплавленном виде. Безводный трихлорид хрома имеет малую удельную насыпную массу и занимает большой объем в реакторе. Поэтому более целесообразно применение брикетированной хлоридсодержащей шихты. Брикетирование трихлорида хрома осуществляется при давлении 98 МПа. Размер брикетов составляет 0,05...0,1 м, а плотность 2500 кг/м³.

Перед проведением процесса восстановления на дно реторты загружают хлористый натрий в количестве 15...20 кг. В реактор подают инертный газ (аргон) с избыточным давлением 15,2 кПа (расход аргона 1,5 м³/ч). После нагрева печи до 1073 К загружают 25 кг брикетов, содержащих 105 % от стехиометрически необходимого бора и трихлорида хрома. Для восстановления 25 кг брикетированной шихты требуется 5 кг магния (110 % от стехиометрически необходимого). Загрузку проводили постепенно через каждые 20...30 мин. В результате магниетермического восстановления трихлорида хрома образуется губка и хлористый магний, который периодически сливается из аппарата в ковш при температуре 1123 К.

После окончания восстановления образуются фазы, соответствующие CrB_2 и CrB. При достижении температуры 1373 К и выдержке 3...4 ч на рентгенограммах обнаруживается только фаза, соответствующая CrB_2 .

Порошок отделяется от побочного продукта (солевого расплава) путем вакуумной сепарации, проводимой при температуре 1073...1223 К и остаточном давлении 1,33...0,133 Па в течение 40 ч с последующей гидрометаллургической обработкой. Побочные продукты сепарации интенсивно испаряются, а порошок борида хрома остается в твердом состоянии. После окончания дистилляции печь отключается и происходит охлаждение аппарата с одновременной откачкой в течение 1...2 ч. После этого в аппарат подается аргон до избыточного давления 10,1...15,2 кПа с одновременным напусканием воздуха в печь. После демонтажа коммуникаций аппарат устанавливается в специальный холодильник, в котором он охлаждается, а затем направляется на демонтаж и выборку порошка. Сушку влажного порошка борида осуществляли в сушильных шкафах при остаточном давлении 13,3 Па.

Результаты гранулометрического анализа порошка борида хрома свидетельствуют о содержании в порошке частиц класса менее 160 мкм в количестве 82,62 % мас.

$$2CrCl_3 + 4B + 3Mg = 2CrB_2 + 3MgCl_2$$
.

Данная технология внедрена ОАО "КМК "Сибэлектросталь" (г. Красноярск).

Диборид хрома, получаемый борированием продуктов магниетермического восстановления соединений трихлорида хрома, главным образом применяют для напыления и наплавки защитных покрытий.

Жаропрочный и износостойкий наплавочный материал типа "Боролит" с молибденовой связкой успешно работает до температур 2173...2253 К, практически не снижая свои прочностные характеристики [2]. Это свойство позволяет его использовать при изготовлении деталей ракетных двигателей, тиглей, сопел для распыления расплавленных металлов, чехлов термопар, сопел высокотемпературных горелок, лодочек, систем сжигания различных видов топлива и выхлопных труб двигателей.

Напыление диборида хрома позволяет создавать на поверхности тонкое износостойкое покрытие, многократно увеличивающее жизненный цикл детали

и изделия в целом. Для плазменного напыления обычно применяют порошки диборида хрома крупностью 100...200 мкм. Этим способом получают покрытия для защиты деталей газовых турбин, работающих в окислительной атмосфере при температурах до 923 К, и уплотнения бурового оборудования, эксплуатирующегося в условиях гидроабразивного износа. Плазменным напылением наносят самофлюсующийся сплав с добавкой диборида хрома 10...30 %. Такое покрытие увеличивает износостойкость в 6,5 раз.

В настоящее время находят применение новые наплавочные смеси БХ (борид хрома) и КБХ (карбид – борид хрома). Смесь БХ составляется из порошка железа и борида хрома. Смесь КБХ, включающая в себя железо, феррохром, борид и карбид хрома, используют для наплавки деталей, непосредственно соприкасающихся в процессе работы с горной породой, и деталей промышленного оборудования. Рекомендуемая толщина наплавки не более 2,5...3,5 мм. При этом износостойкость увеличивается в 3–4 раза [3].

Далее рассмотрены способы получения диборида хрома CrB₂, входящие в третью группу. Способ, описанный в работе Т.И. Серебряковой, В.А. Неронова, П.Д. Пешева (Высокотемпературные бориды. М.: Металлургия, Челябинское отделение, 1991. 368 с.), основан на взаимодействии газообразных или легколетучих соединений металла и бора в присутствии водорода, известен как способ осаждения из газовой фазы. Этот способ позволяет получать нанодисперсные порошки боридов. В качестве исходных веществ применяют простые и сложные галогениды, другие сложные соединения (метало- и элементоорганические соеди-



Рис. 3. Аппаратурно-технологическая схема плазмохимического производства нанопорошков диборида хрома:

1-3 – хранение, дозировка и смешение шихтовых материалов; 4-6 – сушка, протирка и дозирование шихты; 7 – синтез; 8 – охлаждение отходящего пылегазового потока и отделение целевого продукта; 9 – рафинирование порошков; 10 – контроль характеристик

нения, аммиакаты галогенидов металлов и др.), которые разлагаются при достаточно низких температурах с образованием соответствующего борида.

В работах И.В. Ноздрина (Плазмохимический синтез диборида хрома и применение его в композиционных материалах. Ленинград, 1989.) и а.с. 1467935 Россия описана технология плазменного синтеза диборида хрома, реализуемая на лабораторном уровне. Она предусматривает использование в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты, сырья Cr_2O_3 и В. Технологический модуль создан на основе трехструйного прямоточного реактора, который эксплуатируется в составе аппаратурно-технологической схемы, представленной на рис. 3. Плазменный поток генерируется тремя электродуговыми подогревателями (плазматронами) ЭДП-104А суммарной мощностью до 50 кВт, установленными в камере смешения.

Технология разработана в рамках комплексной научно-технической программы государственного значения "Сибирь" под руководством акад. РАН М.Ф. Жукова, внедрена и освоена в рамках программы МВ и ССО РСФСР "Развитие и размещение экспериментально-производственной базы Минвуза РСФСР на 1986 — 1990 гг." в условиях Экспериментально-опытного производства Сибирского металлургического института (в настоящее время "Сибирский государственный индустриальный университет").

Реализация предлагаемой технологии обеспечивает получение диборида хрома состава, близкого к стехиометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 40...70 нм.

Ведущими зарубежными производителями нанопорошков, среди которых научно-производственные фирмы "Nanostructured&Amorphous Materials. Inc." (США), "Tokyo Tekko Co" (Япония), "Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co" (Китай), "Neomat Co" (Латвия), "Plasma Chem Gmbh" (Германия), и отечественными производителями – ОАО "Сибирский химический комбинат", РИТЦ СО РАН – диборид хрома в наносостоянии пока не производится и не поставляется [4–10].

Нанопорошок диборида хрома используют при получении композиционных электролитических покрытий (КЭП) на основе никеля в качестве наполнителя. Покрытия осаждаются из электролита, содержащего ионы никеля и нанодисперсный порошок диборида хрома. В состав КЭП вводится до 1 % нанодисперсного порошка диборида хрома. КЭП никель—диборид хрома характеризуются повышенной износостойкостью при трении скольжения в коррозионноактивной кислой среде и жаростойкостью.

Применение нанопорошков диборида хрома крупностью 50...70 нм в технологии модифицирования сплавов дает возможность получать отливки с заранее заданной структурой и стабильными свойствами, способствующими более широкому использованию литых заготовок в ответственных конструкциях, машинах и механизмах (см. пат. 2024641 РФ).

Выводы

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения диборида хрома. Установлено:

1. Диборид хрома CrB_2 — твердый и износостойкий, жаропрочный и химически инертный материал востребован в технике для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов. Дальнейшие перспективы применения диборида хрома CrB_2 связаны с его использованием в виде нанопорошков.

2. Выделены три группы способов производства и основные направления применения производимого диборида хрома:

борирование хрома или продуктов карбидотермического (карботермического) восстановления оксида хрома (смеси оксидов хрома и бора) в неокислительной атмосфере (вакуум, инертная среда); борирование продуктов магниетермического восстановления соединений трихлорида хрома;

борирование хрома или его соединений в газофазных хром-бор-водородсодержащих смесях.

3. При использовании диборида хрома в наносостоянии открываются новые перспективы его применения: модифицирование сплавов, композиционное электроосаждение и другие сферы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2237617 РФ, МПК СО1В35/04. Способ получения борида хрома/ А.С. Нечепуренко, Ю.И. Кривченко; ФГУП "УНИХИМ с ОЗ". № 2003135581/15; заявл. 09.12.2003; опубл. 10.10.2004. 3 с.

2. Электронный каталог России. Режим доступа: http://www.ai08.org/index.php/temp.

3. Электронный каталог России. Режим доступа: http://www.drevniymir.ru/zano21.html.

4. Центр нанотехнологий и наноматериалов Росатома. Президентская инициатива "Стратегия развития наноиндустрии". М.: ВНИИММ имени А.А. Бочвара, 2008. Режим доступа: http://www.nanoportal.ru.

5. **Plasma** Chem. Nano Powders; Webmaster PIXXL. WEBDESIGN. Берлин: Plasma Chem Gmbh, 2008. Режим доступа: http://www.Plasmachem.com.

6. Abercade consulting. Нанопорошки: описание мирового рынка. М.: Исследовательская компания Abercade, 2008. Режим доступа: http://www.Abercade.ru.

7. NanoAmor. Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. Products. Хьюстон: Nanostructured&Amorphous Materials. Inc., 2008. Режим доступа: http://www.Nanoamorcom.

8. **Ultrafine** Powder Produced by. Plasma Vaporisation / Tokyo Tekko Co. Tokyo: Tokyo Tekko Co., 1998. P. 12.

9. Nanoceramics Powders. Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co. Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co., 2008. Режим доступа: http://www.hfkiln.com.

10. NEOMAT NANO POWDERS. Products. Саласпилс: Neomat Co., 2008. Режим доступа: http://www.neomat. lv.

Игорь Викторович Ноздрин, канд. техн. наук, kafcmet@sibsiu.ru

УДК 669-1

А.Н. Денисенков (Брянский государственный технический университет)

Повышение ударной вязкости стали 20ГЛ микролегированием

Исследовано влияние основных легирующих элементов на ударную вязкость стали 20ГЛ, применяемую для изготовления ответственных отливок тележки вагона. По данным химического состава получено уравнение регрессии ударной вязкости от легирующих элементов и проведена оценка влияния марганца и алюминия на неметаллические включения в стали. Также показаны основные направления микролегирования для повышения ударной вязкости.

Ключевые слова: сталь; легирующие элементы; ударная вязкость; микролегирование; неметаллические включения.

The influence of the basic alloying elements on the impact strength of steel 20GL which is applied to production of responsible casting trolley car is studied. On the basis of data of chemical composition the equation of regression of impact strength from alloying elements is obtained out and the assessment of influence of manganese and aluminum on nonmetallic inclusions in steel is made. The main directions of microalloying for increase of impact strength are also shown.

Keywords: steel; alloying elements; impact strength; microalloying; nonmetallic inclusions.

Для повышения надежности ответственных стальных изделий для железнодорожного транспорта, изготовляемых из низкоуглеродистой малолегированной стали, с 2013 г. ОАО "РЖД" вводит новый сдаточный параметр – ударная вязкость *КС*V₋₆₀. Данная характеристика позволяет оценить способность материала оказывать сопротивление развитию трещины при остром концентраторе напряжений и температуре –60 °С.

Сталь 20ГЛ, традиционно применяемая для изготовления вагонных отливок, обеспечивает изделиям оптимальное сочетание основных механических свойств. Однако получение стабильных показателей $KCV_{-60} \ge 16,7 \, \text{Дж/см}^2 (1,7 \, \text{кгс·м/сm}^2)$ на ряде отечественных и зарубежных предприятий является достаточно трудоемкой задачей.

Ударная вязкость в значительной степени зависит от химического состава и структуры стали по сравнению с другими сдаточными характеристиками. Наиболее существенное влияние на ударную вязкость оказывают *неметаллические включения* (HMB) в стали (их форма, размер и распределение).

НМВ ответственны за уменьшение хладостойкости стали, так как около 70...90 % микротрещин образуются у их границ с феррито-перлитной матрицей (иногда микротрещина образуется в теле включения) из-за скопления вакансий и дислокаций.

Миграция дислокаций и вакансий к границе HMB – матрица происходит из-за микронапряжений, которые возникают вследствие разности коэффициентов теплового расширения и модулей упругости феррито-перлитной матрицы и HMB. Поэтому определение оптимального химического состава стали 20ГЛ в сочетании с методами рафинирования – важнейшие направления получения стабильных значений ударной вязкости *K*CV₋₆₀.

Традиционная технология выплавки и внепечной обработки стали включает в себя операции легирования, раскисления и модифицирования различными элементами. Проанализируем влияние основных легирующих, раскисляющих и модифицирующих элементов на свойства стали 20ГЛ.

Углерод в стали обеспечивает достаточно высокий уровень прочностных свойств. При этом увеличение содержания углерода приводит к снижению пластических и вязких свойств стали [1, 2].

Марганец присутствует в качестве технологической примеси фактически во всех литейных сталях. Его вводят в сталь для раскисления (удаления кислорода), а также для глобуляризации сульфидов MnS. При увеличении содержания марганца в стали (≥ 0,8 %) он считается легирующим элементом, так как в этом случае он присутствует не только в неметаллических включениях, но и в феррито-перлитной матрице.

Марганец, растворенный в феррито-перлитной матрице, увеличивает ударную вязкость стали KCV_{-60} . При возрастании локальной концентрации, которая может быть обусловлена ликвационными процессами, на отдельных структурных элементах может формироваться мартенситная фаза с частичным сохранением остаточного аустенита. При выделении мартенситной фазы пластические и вязкие свойства стали уменьшаются. Большинство исследователей [1, 3] указывает, что образование данных структур происходит при содержании марганца в стали более 1,4...1,5 %.

Кремний вводят сталь в качестве раскислителя, поэтому при его содержании до 0,3 % он присутствует в стали в виде оксидов, что незначительно сказывается на ударной вязкости KCV_{-60} . При содержании кремния около 0,5 % изменения вязких свойств стали не происходит. Дальнейшее увеличение содержания кремния способствует их уменьшению по причине искажения кристаллической решетки феррита (и, следовательно, его упрочнения) и образования закалочных структур совместно с марганцем [1, 3].

Алюминий в результате его наибольшего сродства к кислороду по сравнению с другими элементами используют как раскислитель. В то же время алюминий оказывает значительное влияние на образование сульфидных включений. Существует несколько гипотез, описывающих механизмы влияния алюминия на формирование сульфидных включений в стали.

Согласно предположениям С. Симса и Ф. Даля, растворимости серы и алюминия взаимосвязаны, поэтому в стали, нераскисленной алюминием и содержащей около 0,02 % кислорода, растворимость серы резко снижается. При таком воздействии сульфиды выделяются в начальной стадии кристаллизации, имеют глобулярную форму (I тип) и равномерно распределены в объеме металлической матрицы.

Протяженные сульфиды II типа, расположенные по границам зерен, формируются, когда весь алюминий, введенный в расплав, полностью расходуется на связывание кислорода. Увеличение содержания алюминия способствует более раннему образованию сульфидов III типа.

По другой гипотезе, предложенной В. Вильямсоном [4], алюминий оказывает влияние на форму сульфидов марганца, не образуя сульфидов алюминия. По результатам работ



Рис. 1. Влияние Мп и S на ударную вязкость КСV-60

Д.Я. Поволоцкого и Т.И. Литвиновой, алюминий, присутствующий в стали, в количестве, необходимом для ее раскисления, не оказывает непосредственного влияния на состав и форму сульфидных включений [1, 4].

В последнее время для удаления из структуры стали остроугольных соединений кремния (Ш типа) широкое распространение получила технология бескремистого раскисления стали, т.е. когда весь кислород, растворенный в расплаве стали, связывается при помощи алюминия и марганца.

При выплавке стали алюминий традиционно рассматривают в основном как раскислитель. Однако вследствие его большого сродства к азоту [4] алюминий также является сильным нитридообразующим элементом. При этом необходимо учитывать, что увеличение содержания азота в стали способствует формированию дисперсных нитридов железа (Fe_2N , Fe_4N , Fe_8N), которые располагаются по кристаллографическим плоскостям и, препятствуя перемещению дислокаций, снижают пластические свойства.

Нитриды титана, ванадия, алюминия и других нитридообразующих элементов играют роль эффективных барьеров, блокирующих рост зерен аустенита, при термической обработке. Образование нитридов алюминия возможно только в том случае, когда сталь полностью раскислена, а содержание титана и ванадия ограничено.

Титан и ванадий — сильные карбо- и нитридообразующие элементы, которые применяют в качестве модификаторов I рода. При их содержании в стали 0,001...0,005 % они образуют в расплаве тугоплавкие неметаллические включения карбонитридов и нитридов, которые выступают в роли модификаторов I рода, как при первичной кристаллизации, так и при термической обработке.

Целью данного исследования является изучение возможностей получения стабильных показателей ударной вязкости для стали 20ГЛ путем оптимизации химического состава сплава.

Влияние химических составляющих стали 20ГЛ (С, Si, Mn, S, Al, Ti, V) изучали с применением корреляционно-регрессионного анализа. Исходными данными для анализа послужили результаты испытаний 60 образцов, полученных из различных плавок, на ударную вязкость при пониженных температурах.

Контроль химического состава сплавов проводили на спектрометре "SPECTROMAXx" (Spectro Analytical Instruments GmbH). Испытания на ударную вязкость осуществляли на маятниковом копре "PSd 450-2" (WPM Leipzing GmbH). Условия охлаждения образцов и испытания регламентируются ГОСТ 9454–78. Данные обрабатывались в программе STATISTICA V.6.2.

Перед статистическим анализом были проанализированы химические составы стали и из генеральной совокупности была сделана выборка, в которой все остальные элементы имели уз-



Рис. 2. Влияние Ті и Аl на ударную вязкость КСV-60

кие, строго заданные интервалы значений. На основании статистического анализа данных химического состава было получено уравнение регрессии зависимой переменной *КС*V₋₆₀ от независимых переменных элементов C, Mn, Si и Al:

 $KCV_{-60} = -4,89 + 5,76C + 1,45Si + 1,91Mn + 57,4Al.$

Из уравнения регрессии следует, что наиболее сильное влияние на ударную вязкость KCV_{-60} оказывает алюминий. Можно предположить, что кроме раскисления алюминий также влияет на характер сульфидных НМВ и нитридообразование.

Для оценки влияния легирования марганцем на характер распределения, форму и размер сульфидных НМВ был построен график в координатах Mn–S–*KC*V₋₆₀ (рис. 1). Такой подход позволяет оценить совместное влияние двух элементов на ударную вязкость при низких температурах.

Из рис. 1 видно, что наибольшие значения KCV_{-60} наблюдаются при содержании в стали 1,19...1,32 % Мп и до 0,020 % S. Из этого можно сделать вывод, что легирование стали марганцем не оказывает влияния на распределение сульфидов, участки скопления которых увеличиваются с повышением содержания серы.

Незначительное увеличение значений KCV_{-60} при содержании серы около 0,036 % можно объяснить проявлением "сульфидного эффекта". Возникновение данного явления можно объяснить двояким участием сульфидов в процессе разруше-



Рис. 3. Влияние S и Al на ударную вязкость КСV-60



Рис. 4. Микроструктуры сульфидных включений стали 20ГЛ с различным содержанием алюминия (шлифы не травлены, ×250): a - 0.030 %; 6 - 0.035 %; e - 0.049 %; e - 0.057 %

ния. Сульфиды, являясь концентраторами локальных напряжений, способствуют образованию микротрещин за счет скопления на них дислокаций и вакансий. В то же время разрушение сульфидных включений (т.е. движение трещины через тело сульфида) приводит к релаксации напряжений, а необходимость огибания сульфидов движущейся трещиной действует подобно затуплению ее вершины.

Таким образом, вначале по мере повышения содержания серы увеличивается число очагов зарождения трещины. При дальнейшем возрастании объемной доли сульфидов они препятствуют развитию трещин.

Влияние основных нитридообразующих элементов на ударную вязкость KCV_{-60} можно оценить по поверхности графика Ti-Al- KCV_{-60} (рис. 2).

Увеличение KCV_{-60} наблюдается при повышенном содержании остаточной концентрации алюминия и минимальном содержании титана.

При максимальной концентрации алюминия 0,042 %, выявленной в изучаемой группе сталей, и 0,0069 % Ті сталь имеет минимальные значения ударной вязкости. Это можно объяснить раскисляющим действием алюминия в стали, т.е. до этого значения алюминий присутствует в стали в виде оксидов, оксисульфидов и т.д. Дальнейшее увеличение содержания алюминия в стали способствует образованию нитридов алюминия, которые приводят к измельчению зерна стали вследствие модифицирующего эффекта.

Влияние алюминия и серы на ударную вязкость можно оценить на основании анализа графика поверхности S-Al-*KC*V₋₆₀ (рис. 3).

Рисунок 3 косвенно доказывает, что увеличение содержания алюминия влияет на форму сульфидных НМВ, это подтверждается результатами микроструктурных исследований (рис. 4).

Микроструктурный анализ сульфидных включений стали 20ГЛ с различным содержанием алюминия показал, что при его содержании в стали около 0,030 % (см. рис. 4, *a*) преобладают крупные сульфидные включения вытянутой формы II типа.

При увеличении содержания алюминия до 0,035 % (см. рис. 4, δ) в микроструктуре стали присутствуют сульфиды II типа, однако их размер и протяженность значительно меньше, чем на рис. 4, *a*.

Сульфидные НМВ неправильной (III тип) и округлой (I тип) форм наблюдаются при содержании алюминия 0,049 и 0,057 % (см. рис. 4, *в* и *е* соответственно).

Таким образом, график поверхности и микроструктурный анализ показали, что согласно гипотезе В. Вильямсона алюминий оказывает влияние на форму сульфидов марганца. Присутствие сульфидов алюминия в стали маловероятно из-за его большей реактивной способности к кислороду и азоту по сравнению с серой.

На основании обработки и анализа экспериментальных данных можно сделать следующие предварительные выводы, так как исследования в настоящее время продолжаются:

1. Легирование стали марганцем оказывает влияние на ударную вязкость KCV_{-60} только при содержании 1,19...1,32 % Мп и до 0,020 % S. Дальнейшее увеличение содержания серы способствует увеличению скоплений и протяженности участков сульфидных НМВ. Для их равномерного распределения необходимо осуществлять ввод в сталь марганца совместно с микролегированием.

2. Присутствие в стали нитридов алюминия оказывает наиболее благоприятное воздействие на KCV₋₆₀ по сравнению с нитридами титана. При микролегировании стали 20ГЛ алюминием свыше 0,042 % (или совместно с титаном или ванадием) возможно получить более высокие значения *K*CV₋₆₀. Повышенное содержание алюминия в стали положительно влияет на ударную вязкость и обеспечивает уменьшение содержания в стали HMB протяженной формы. Однако при значительном увеличении алюминия повышается риск образования окисных плен, которые приводят к резкому снижению ударной вязкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Солнцев Ю.П., Андреев А.К., Гречин Р.И. Литейные хладостойкие стали. М.: Металлургия, 1991. 176 с.

2. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Пирайнен В.Ю. Специальные материалы в машиностроении: учеб. для вузов. СПб.: Химиздат, 2004. 640 с.

 Сильман Г.И. Сплавы системы Fe-C-Mn. Ч. 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1. С. 3–7.

4. Волчок И.П. Сопротивление разрушению стали и чугунов. М.: Металлургия, 1993. 192 с.

Андрей Николаевич Денисенков, studden32@yandex.ru

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 10.09.2013 г. Подписано в печать 24.10.2013 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение". Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.