

Рис. 6. Зависимость размера зерна феррита от остаточного деформационного упрочнения на момент фазового превращения при $\Delta\sigma_{\phi n} = 280$ МПа ($\Delta Q_{\phi n} = 2$ кДж/моль)

Если к моменту фазового превращения деформационное упрочнение не релаксировало полностью, то размер зерна феррита должен

формироваться с участием деформационного упрочнения:

$$d_{\phi} = d_A \exp \left[- \frac{(\Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{\phi n i}) \mu}{\rho T_0 R} \right]. \quad (17)$$

На рис. 6 представлена рассчитанная по (17) зависимость размера ферритного зерна от остаточного деформационного упрочнения $\Delta\sigma_T$ к моменту фазового превращения для стали с энергией фазового превращения $\Delta Q_{\phi n} = 2$ кДж/моль. Расчет остаточного деформационного упрочнения к моменту фазового превращения и напряжений, возникающих из-за присутствия непревращенной высокотемпературной фазы, – предмет отдельной работы. Однако можно заметить, что напряжения $\Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{\phi n}$ и их температурная зависимость могут быть определены с учетом диаграммы состояния сплава при использовании математической модели обусловленности сопротивления деформации и формирования свойств металлов, разработанной в [1, 2].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колбасников Н.Г. Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность: Учеб. пособие для вузов. СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. 320 с.
2. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Наука, 2006. 370 с.
3. Атомная структура межзеренных границ / Пер. с англ. под ред. А.Н. Орлова // Новости физики твердого тела. Вып. 8. М.: Изд-во Мир. 1978. 290 с.
4. Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
5. Орлов А.Н., Переверзевцев В.В., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. М.: Металлургия, 1980. 154 с.
6. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: Физматлит, 2004. 304 с.
7. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев; Отв. ред. О.А. Банных. М.: Наука, 2002. 438 с.
8. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. Новосибирск: Наука, 2001. 232 с.
9. Миссол В. Поверхностная энергия раздела фаз в металлах: Пер. с польск. М.: Металлургия, 1978. 176 с.
10. Колбасников Н.Г., Трифанова И.Ю. Сопротивление деформации как результат самоорганизации системы: Сообщ. 1–3 // Изв. РАН. Металлы. 1996. № 2.
11. Валиев Р.З., Мусалимов Р.Ш. Исследование границ раздела в нанокристаллическом никеле при помощи электронной микроскопии высокого разрешения // ФММ. 1994. Т. 78. Вып. 6. С. 114–119.

Н.Г. Колбасников, А.И. Рудской, А.А. Немтинов,
В.А. Лунев, Д.С. Савин, А.А. Наумов

ВНЕДРЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОЙ ПРОГРАММЫ HOT STRIP MILL MODEL (HSMM) В ПРОКАТНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ

В современном прокатном производстве передовых металлургических предприятий для расчета параметров структуры и механических

свойств сталей используются компьютерные программы, основанные, как правило, на статистическом подходе к формированию свойств струк-

туры в зависимости от режима обработки материала. Наиболее известными являются программы, разработанные европейской фирмой Voest Alpine и Американским институтом чугуна и стали совместно с коммерческой группой INTEG process group, Inc. Они активно внедряются в системы управления качеством прокатной продукции, в том числе для управления структурой и механическими свойствами горячекатаных сталей.

После приобретения лицензии на пользование программой Hot Strip Mill Model (HSMM) кафедра пластической обработки металлов выполнила научно-исследовательскую работу по адаптации этой модели к условиям прокатки на ОАО “Северсталь” с решением следующих задач:

адаптация модели HSMM к условиям прокатки на станах 2000 и 2800/1700;

сбор и загрузка в программу информации о характеристиках станов и режимах прокатки;

калибровка модели по температуре прокатываемой полосы;

исследование чувствительности модели к изменению химического состава сталей и параметров технологического процесса;

разработка методов предварительной сортировки заводских марок сталей по базовым маркам;

расчеты формирования параметров структуры, механических свойств сталей, энергосиловых параметров прокатки, профиля полосы при различных технологических режимах прокатки;

С помощью программы HSMM было исследовано формирование структуры и механических свойств более 300 полос из 27 марок сталей, в том числе SAE1006, SAE1008, SAE1012, S235, S235JGR2, RST37-2, РСД32, РСВ, 09Г2С, 09ГСФ, Х42, Х60, Х70, Х80, 22ГЮ, 17Г1С-У, 20КХС, 10Г2ФБ, ст.20, А36, 08пс, 08Ю, ст.2пс, ст.3пс, SPHT1, 10ХСНД, 15ХСНД при толщине проката 1,2–25 мм. Была выполнена статистическая обработка отклонений расчетных и фактических свойств и параметров структуры сталей; разработана методика автоматического ввода параметров прокатки в модель HSMM.

После адаптации модели к условиям прокатки на стане 2000 нами были выполнены контрольные проверочные расчеты формирования параметров структуры и механических свойств более 70 прокатанных полос.

Кроме того, было исследовано влияние некоторых технологических факторов горячей прокатки на структуру и свойства сталей, в том числе: температуры нагрева под прокатку, режимов обжати, теплозащитных экранов, межклетевого охлаждения полосы, температуры конца прокатки, температуры смотки полосы в рулон, количества включенных охлаждающих бачков ламинарной установки, химического состава сталей, неравномерности температуры полосы по ходу прокатки.

Общие сведения о программе HSMM. Упрощенная схема модели HSMM представлена на рис. 1.

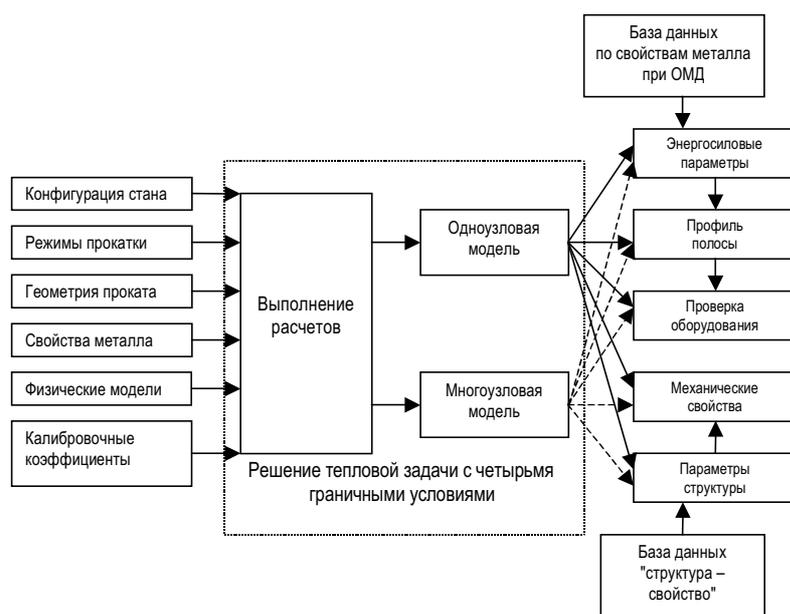


Рис. 1. Упрощенная блок-схема модели HSMM

Перед началом расчетов в программу вводят информацию о конфигурации стана, запланированных режимах прокатки, исходной и конечной геометрии полосы, о теплофизических свойствах металла и физических моделях, заложенных

в расчеты структуры и свойств. Диалоговые окна модели HSMM представлены на рис. 2–4.

В окне (см. рис. 3) могут быть представлены зависимости температуры полосы в трех сечениях, размер зерна аустенита, профиль полосы,

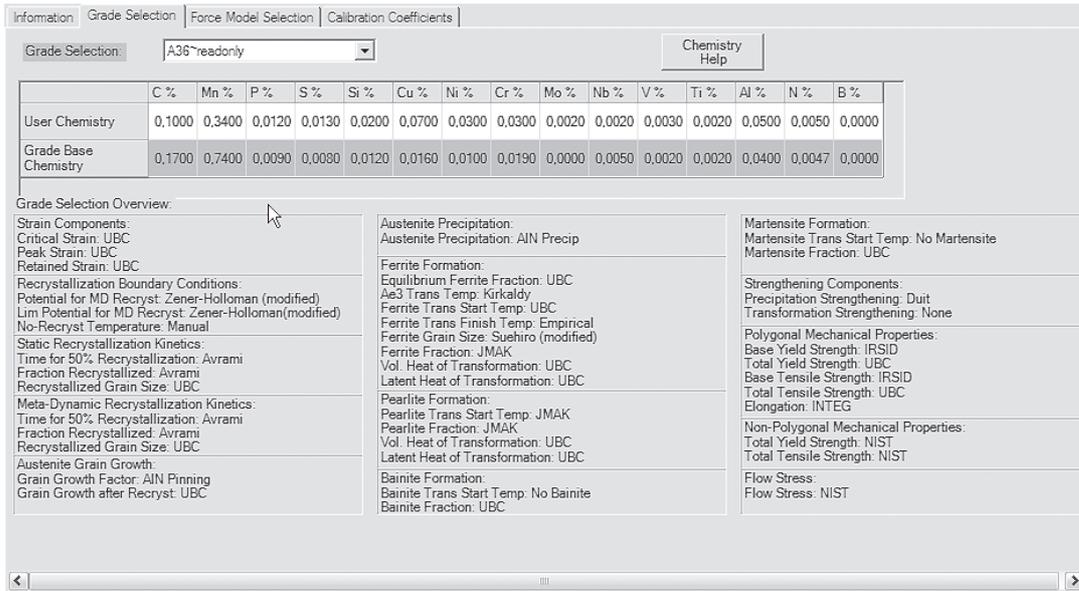


Рис. 2. Диалоговое окно программы HSMM “Grade Selection” (Выбор марки стали)

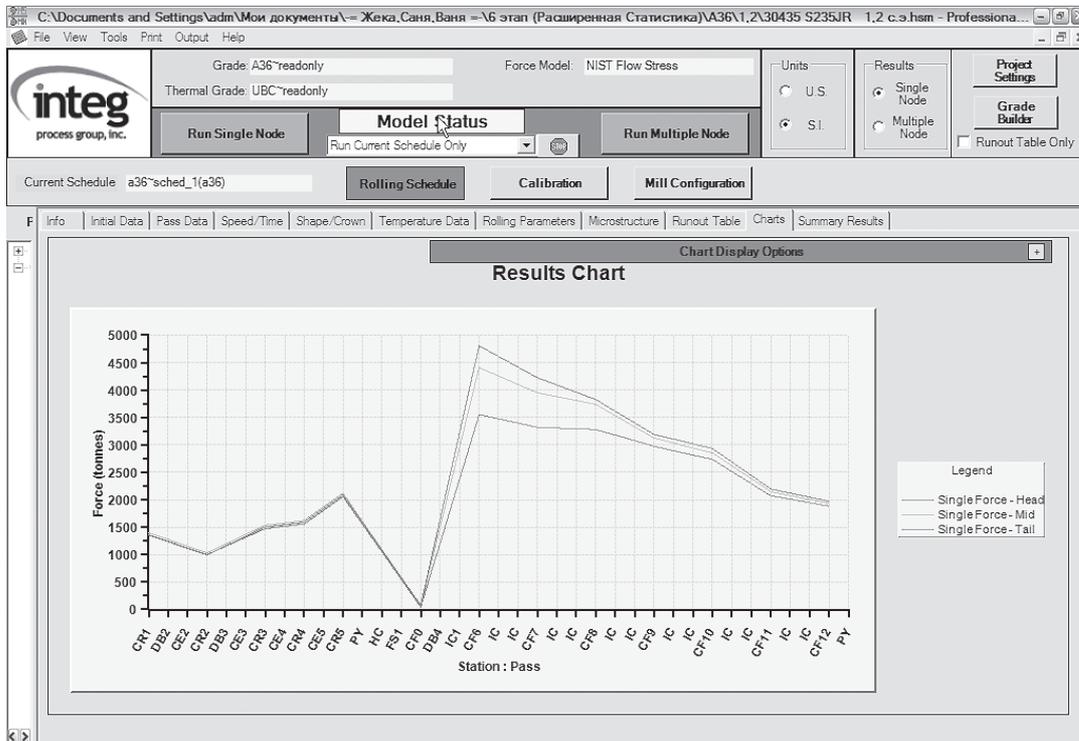


Рис. 3. Результирующие графики программы HSMM

Single Node Results		Units	Head	Mid	Tail
Final Mechanical Properties					
Ferrite Grain Size	µm	10,6	10,0	7,5	
Fraction Ferrite	%	94,0	94,0	93,3	
Fraction Pearlite	%	6,0	6,0	6,7	
Fraction Bainite	%	0,0	0,0	0,0	
Fraction Martensite	%	0,0	0,0	0,0	
Total Yield Strength	MPa	285,2	286,8	317,3	
Total Tensile Strength	MPa	374,1	372,4	389,8	
Total Elongation (2 inch)	%	38,6	38,7	37,2	
Precipitation Strength Summary					
Yield Strength Component	MPa	0,0	0,0	0,0	
Yield Strength Maximum	MPa	0,0	0,0	0,0	
Tensile Strength Component	MPa	0,0	0,0	0,0	
Tensile Strength Maximum	MPa	0,0	0,0	0,0	
Aging Characteristics					
		N/A	N/A	N/A	
Transformation Summary					
Ferrite Start Temperature	°C	749,0	751,2	733,3	
Pearlite Start Temperature	°C	631,8	628,1	634,4	
Bainite Start Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	
Martensite Start Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	
Temperature Summary					
Average Initial Temperature	°C	1233,4	1228,4	1238,4	
Average Finishing Temperature	°C	799,9	807,0	806,6	
Average Coiling Temperature	°C	596,6	589,1	596,3	
Average Final Temperature	°C	295,8	295,8	295,8	

Multiple Node Results		Units	Head	Mid	Tail
Final Mechanical Properties					
Ferrite Grain Size (Average)	µm	0,0	0,0	0,0	
Fraction Ferrite (Average)	%	0,0	0,0	0,0	
Fraction Pearlite (Average)	%	0,0	0,0	0,0	
Fraction Bainite (Average)	%	0,0	0,0	0,0	
Fraction Martensite (Average)	%	0,0	0,0	0,0	
Total Yield Strength	MPa	0,0	0,0	0,0	
Total Tensile Strength	MPa	0,0	0,0	0,0	
Total Elongation (2 inch)	%	0,0	0,0	0,0	
Precipitation Strength Summary					
Yield Strength Component	MPa	0,0	0,0	0,0	
Yield Strength Maximum	MPa	0,0	0,0	0,0	
Tensile Strength Component	MPa	0,0	0,0	0,0	
Tensile Strength Maximum	MPa	0,0	0,0	0,0	
Aging Characteristics					
		N/A	N/A	N/A	
Transformation Summary					
Ferrite Start Temperature (Average)	°C	0,0	0,0	0,0	
Pearlite Start Temperature (Average)	°C	0,0	0,0	0,0	
Bainite Start Temperature (Average)	°C	0,0	0,0	0,0	
Martensite Start Temperature (Average)	°C	0,0	0,0	0,0	
Temperature Summary					
Average Initial Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	
Average Finishing Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	
Average Coiling Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	
Average Final Temperature	°C	0,0	0,0	0,0	

Рис. 4. Результирующая таблица “Структура. Механические свойства”

энергосиловые параметры (сила, момент прокатки, токи якорей, крутящие моменты); графики показывают изменения параметров по ходу прокатки (для каждой из конкретных единиц оборудования либо для времени прокатки).

Для расчета формирования параметров структуры и механических свойств в программу HSMM заложены следующие математические модели физических процессов, происходящих в металле во время деформации и фазовых превращений, в том числе во время горячей деформации аустенита – кинетики статической, метадинамической рекристаллизации и роста аустенитного зерна, выделения карбонитридов в аустените, деформационных выделений упрочняющих фаз Nb(C,N), фазовых превращений (образование феррита и перлита). Кроме того, модели компонентов упрочнения при формировании механических свойств за счет дисперсионного твердения, фазовых превращений, дислокационных механизмов, образования твердого раствора, образования кристаллографических текстур, формирования полигональных структур, сохранения неполигональных структур (неполного термического разупрочнения при охлаждении проката).

Для составления баз данных по взаимосвязи структуры и свойств сталей при введении новой марки стали в модель HSMM выполняют широкомасштабные экспериментальные работы с привлечением самого современного оборудования, в том числе испытательных комплексов Gleeble.

Эти установки обеспечивают моделирование процессов горячей прокатки со скоростями деформации до 200 с^{-1} . Грант Правительства РФ “Инновационный вуз” в 2007/2008 году позволит СПбГПУ приобрести последнюю модификацию комплекса “Gleeble–3800”, оснащенную модулями для испытаний на сжатие, растяжение, кручение, для многоосевой деформации и получения ультрамелкозернистых материалов, для проведения дилатометрических исследований.

При введении новой базовой марки в модель HSMM проводят следующие эксперименты:

испытания на сжатие при переменных температуре, степени, скорости деформации (до 200 с^{-1}) на образцах с различным размером аустенитного зерна;

двойные ударные нагружения с промежуточной паузой для описания термического разупрочнения.

Необходимо также выполнить исследования структуры исходной заготовки, процессов рекристаллизации аустенита (граничные условия статической и метадинамической рекристаллизации, кинетика рекристаллизации, температура начала рекристаллизации при заданном режиме, кинетика роста зерна аустенита) и фазовых превращений в сталях.

В итоге проводится математическая обработка результатов экспериментов путем построения аппроксимирующих функций, зависящих от многих переменных (температура, степень, скорость

деформации, размер зерна). Для сталей HSLA необходимо исследование выпадения упрочняющих фаз (карбонитридов ванадия и ниобия, нитрида алюминия).

По окончании экспериментальных работ проводят статистическую регрессию для определения коэффициентов уравнений в функциях, аппроксимирующих многомерные пространства “напряжение – скорость деформации – степень деформации – структура – свойство”.

В настоящее время в модели HSMM представлена вся необходимая информация для девяти

базовых марок сталей, описание которых кратко представлено в табл.1, а их химический состав – в табл. 2.

Количество базовых марок сталей значительно меньше, чем количество марок, прокатываемых на любом из российских листовых прокатных станов. В связи с этим перед использованием программы HSMM для расчета параметров структуры и свойств прокатываемых сталей необходимо выполнить сортировку заводских марок и сопоставить каждую из них с одной из базовых марок. Лишь в этом случае модель сможет обеспечить

Т а б л и ц а 1

Базовые марки сталей и их описание

Семейство	Марка	Краткое описание
Простые оглеродистые	A36	Нет микролегирующих доавадок
	DQSK	
Высокопрочные низколегированные	HSLA-V	Легированные V
	HSLA-Nb	Легированные Nb
	HSLA-Nb/Ti 50	Микролегированные Ti, Nb с достехиометрическим соотношением TiN
	HSLA-Nb/Ti 80	Микролегированные Ti, Nb со сверхстехиометрическим соотношением TiN
Без фаз внедрения	IF-Nb reach	Сверхнизкоуглеродистые, бедная (lean) и обогащенная (reach) Nb
	IF-Nb lean	
Δβхфазная	DP-Mo 600	Ферритно-мартенситная структура

Т а б л и ц а 2

Химический состав базовых марок сталей (% мас.)

Химический элемент	A36	DQSK	HSLA V	HSLA Nb	HSLA Nb/Ti 50	HSLA Nb/Ti 80	IF-Nb reach	IF-Nb lean	DP-Mo 600
C	0,36	0,38	0,045	0,082	0,071	0,070	0,0028	0,002	0,06
Mn	0,74	0,30	0,45	0,48	0,758	1,35	0,17	0,106	1,85
P	0,009	0,010	0,012	0,012	0,014	0,009	0,011	0,010	–
S	0,008	0,008	0,005	0,005	0,013	0,003	0,006	0,008	–
Si	0,012	0,009	0,069	0,045	0,014	0,14	0,009	0,010	0,077
Cu	0,016	0,015	0,012	0,026	0,02	–	–	0,01	–
Ni	0,010	0,025	0,013	0,016	0,01	–	0,014	0,01	–
Cr	0,019	0,033	0,022	0,023	0,027	–	0,029	0,019	–
Mo	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	0,001	–	<0,005	0,002	0,015
Nb	<0,005	<0,005	<0,005	0,036	0,023	0,086	0,035	0,009	–
V	<0,002	<0,002	0,080	<0,002	0,003	–	<0,005	–	–
Ti	<0,002	<0,002	0,002	<0,002	0,013	0,047	0,035	0,059	0,011
Al	0,040	0,040	0,078	0,024	0,053	0,044	0,027	0,033	–
N	0,0047	0,0052	0,0072	0,0054	0,0067	0,0070	0,0029	0,0041	–

достаточно высокое соответствие расчетных и фактических свойств проката.

Перед началом расчетов должна быть составлена виртуальная модель прокатного стана. Программа HSMM позволяет включать в состав оборудования прокатного стана любой используемый в настоящее время механизм или агрегат. Характеристики этого оборудования заносятся в соответствующие таблицы программы HSMM. Для расчета параметров структуры и механических свойств прокатываемых сталей использована схема расположения оборудования стана 2000 ОАО “Северсталь”. Поскольку при охлаждении толстых полос на стане 2000 используются дополнительные секции ламинарной установки, для этого случая создана отдельная виртуальная модель стана.

Настройка решения температурной задачи по фактическим данным. Как было указано, расчет параметров структуры и механических свойств прокатываемых сталей основан на использовании базы данных, учитывающих особенности структурообразования в сталях в процессе горячей прокатки. В связи с этим большое значение имеет расчет температуры прокатываемой полосы. Он выполняется посредством решения дифференциальных уравнений теплопроводности с использованием четырех граничных условий, которые учитывают излучение металла в окружающую среду, его охлаждение водой (при гидросбиве окалины, работе установок межклетевого охлаждения, охлаждении на выходном рольганге), теплоотдачу металла в валки прокатного стана, прибыль тепла от работы пластической деформации. Граничные условия изменяются по ходу прокатки.

Поскольку ни одна из существующих программ не может обеспечить абсолютной точнос-

ти решения тепловой задачи для прокатываемого металла на современном прокатном стане, который в своем составе имеет несколько прокатных клетей, установки гидросбива, различное количество бачков установок ускоренного охлаждения, в модели HSMM предусмотрена “подстройка” расчетной температуры металла под показания пирометров. Отметим, что особенно сложно учесть влияние теплоотдачи от металла в валки прокатного стана. Это обусловлено тем, что коэффициент теплопередачи зависит от многих переменных, в том числе от толщины и химического состава окалины, от качества поверхности валков и других факторов. В связи с этим в модели HSMM используется ряд калибровочных коэффициентов, подстраивающих расчетные температуры под показания пирометров. Подстройка производится одновременно для головного, хвостового концов полосы и для ее середины.

В табл. 3 представлены отклонения расчетных температур от фактических для 29 прокатанных полос из различных марок сталей.

Сортировка заводских марок сталей по базовым маркам. Было опробовано несколько методов сортировки:

Метод 1. Поиск минимума суммы модулей средних отклонений (χ) предела текучести σ_T и предела прочности σ_B :

$$\text{If } X_{ij} = \min(|\chi(\sigma_T)| + |\chi(\sigma_B)|),$$

$$Y_{ik} = 1, \quad \text{else } Y_{ik} = 0. \quad (1)$$

Метод 2. Поиск минимума суммы модулей средних отклонений предела текучести, предела прочности и пластичности (δ):

Т а б л и ц а 3

Отклонения расчетных температур от фактических

Отклонение	Калибровочный коэффициент χ , %							
	После 5-й клетки ΔT_5 , °C			После 12-й клетки ΔT_{12} , °C		Для смотанной в рулон полосы $\Delta T_{см}$, °C		
	голова	середина	хвост	голова	хвост	голова	середина	хвост
Среднее	3,30	2,94	4,39	2,97	0,97	5,30	2,10	-0,92
Стандартная ошибка	1,15	1,63	1,66	1,47	1,34	3,80	1,90	1,50
Стандартное	6,20	8,80	8,98	7,92	7,23	11,40	5,64	4,52
Минимальное	-7,00	-13,00	-7,10	-9,50	-14,00	-12,60	-5,4	-8,10
Максимальное	27,70	25,40	27,20	25,80	16,10	24,00	11,50	6,60
Суммарное	96,00	85,00	127,00	86,00	28,30	47,90	18,90	-8,30
С уровнем надежности 95 %	2,36	3,34	3,41	3,02	2,75	8,77	4,33	3,48

$$\text{If } X_{ij} = \min (|\chi(\sigma_T)| + |\chi(\sigma_\beta)| + |\chi(\delta)|), \\ Y_{ik} = 1, \quad \text{else } Y_{ik} = 0. \quad (2)$$

Метод 3. Поиск минимума отклонений по каждому параметру отдельно (средние отклонения χ и их погрешности Δ):

$$\begin{aligned} \text{If } X_{ij} = \min (|\chi(\sigma_T)|), \quad Y_{ik} = 1, \\ \text{else } Y_{ik} = 0; \\ \text{If } X_{ij+1} = \min (|\Delta(\sigma_T)|), \quad Y_{ik+1} = 1, \\ \text{else } Y_{ik+1} = 0; \\ \text{If } X_{ij+2} = \min (|\chi(\sigma_\beta)|), \quad Y_{ik+2} = 1, \\ \text{else } Y_{ik+2} = 0; \\ \text{If } X_{ij+3} = \min (|\Delta(\sigma_\beta)|), \quad Y_{ik+3} = 1, \\ \text{else } Y_{ik+3} = 0; \\ \text{If } X_{ij+4} = \min (|\chi(\delta)|), \quad Y_{ij+4} = 1, \\ \text{else } Y_{ik+4} = 0; \\ \text{If } X_{ij+5} = \min (|\Delta(\delta)|), \quad Y_{ij+5} = 1, \\ \text{else } Y_{ik+5} = 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Метод 4. Поиск минимума среднеквадратического отклонения содержания легирующих элементов с учетом их вклада (значимости) в формирование механических свойств:

$$\Delta = \sqrt{\sum k_{\text{зн}} (\Delta\Theta)^2}, \quad (4)$$

где $k_{\text{зн}}$ – коэффициент значимости легирующего элемента в формировании механических свойств проката; $\Delta\Theta$ – отличие содержания легирующего элемента в заводской марке стали от такового в базовой.

Первые три метода могут быть использованы после набора экспериментальных данных для прокатанных марок сталей, но не могут быть применены для новых марок, четвертый метод используется и для новых марок. Для определения коэффициента значимости вклада каждого из легирующих элементов в формирование параметров

структуры и механических свойств выполнен расчет для нескольких десятков полос из различных марок сталей и достоверно определена принадлежность этих заводских сталей к базовым. Вслед за этим путем подбора найдены коэффициенты значимости $k_{\text{зн}}$ легирующих элементов, обеспечивающие соответствие базовых и заводских марок сталей, которые определяли путем перебора (пересчета) вариантов. В табл. 4 сведены значения $k_{\text{зн}}$ основных легирующих элементов, а в табл. 5 приведен фрагмент сортировки по базовым маркам некоторых заводских марок сталей.

Базовые марки в табл. 5 определены с использованием соотношения (4). Подобранные коэффициенты значимости (см. табл. 4 и 5) дают практически полное соответствие базовых марок сталей с заводскими путем перебора и с использованием соотношения (1) при минимальном отклонении расчетных механических свойств от их фактических значений.

Результаты расчета механических свойств прокатываемых сталей. Как было отмечено ранее, при выполнении работ по адаптации модели HSMM к условиям прокатки на стане 2000 были выполнены расчеты механических свойств и параметров структуры более 300 прокатанных полос из 27 марок сталей. Приведем некоторые результаты расчетов в сравнении с фактическими данными механических испытаний. Для каждой из полос были рассчитаны значения пределов текучести и прочности, а также значения удлинения при растяжении для головной, хвостовой и средней частей полосы. Для последних различаются как температурные условия прокатки, так и режимы работы охлаждающей ламинарной установки. Результаты отклонений расчетных данных от фактических были обработаны статистически при помощи программы Excel и представлены в табл. 6.

Итак, механические свойства прокатанных полос могут быть рассчитаны с использованием программы HSMM с достаточно высокой точностью.

Расчет параметров структуры прокатываемых сталей. Для оценки точности расчета параметров структуры прокатываемых сталей при помощи программы HSMM были выполнены

Т а б л и ц а 4

Коэффициенты значимости некоторых легирующих элементов

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	N
1	0,01	1	1	1	1	1	1	20	20	20	20	1	1

Т а б л и ц а 5

Сортировка заводских марок сталей по базовым

Заводская марка стали	Химический состав (%) с коэффициентом значимости элемента							Базовая марка стали
	C (1,0)	Mn (0,01)	Si (1,0)	Mo (20,0)	Nb (20,0)	V (20,0)	Ti (20,0)	
SAE 1006	0,22	0,46	0,21	0,003	0,002	0,002	0,002	A-36
22ГЮ	0,20	0,55	0,21	н/о	0,036	0,002	0,003	HSLA-Nb
20КСХ	0,20	0,57	0,20	0,004	0,046	0,004	0,003	HSLA-Nb
17ГС1У	0,18	0,50	0,24	0,002	0,048	0,004	0,003	HSLA-Nb
РСД-32	0,16	1,29	0,25	0,002	0,002	0,002	0,003	A-36
17Г1СУ	0,16	0,52	0,26	0,003	0,046	0,002	0,003	HSLA-Nb
S235JRG2	0,14	0,42	0,02	0,003	0,002	0,003	0,002	A-36
SAE1006	0,004	0,10	0,01	0,002	0,036	0,002	0,029	IF-Nb rich
RST 37-2	0,11	0,32	0,01	н/о	н/о	н/о	н/о	DQSK
S235	0,10	0,34	0,02	0,002	0,002	0,003	0,002	DQSK
RST37-2	0,10	0,35	0,01	н/о	н/о	н/о	н/о	DQSK
09 ГСФ	0,09	0,59	0,6	0,002	0,0041	0,085	0,005	HSLA-V
09Г2С	0,10	1,54	0,59	0,002	0,002	0,005	0,004	HSLA-Nb
10Г2ФБ	0,09	1,43	0,27	0,002	0,004	0,0046	0,003	HSLA Nb/Ti 50
X42	0,12	0,9	0,22	0,002	0,021	0,003	0,003	HSLA-Nb
X60	0,11	1,19	0,26	0,002	0,036	0,004	0,02	HSLA-Nb

Т а б л и ц а 6

Отклонения расчетных от фактических механических свойств прокатываемых сталей

Отклонение	Относительная ошибка, %		
	Предел текучести	Предел прочности	Пластичность
Среднее	0,307	-0,080	0,099
Стандартное	7,89	6,42	1,41
Минимальное	-15,981	-14,730	-3,700
Максимальное	31,92	36,00	2,60
Суммарное	27,36	-7,19	3,25
Стандартная ошибка	0,840	-	0,245
Медиана	-1,18	-0,91	-
Асимметричное	1,15	1,85	-
Интервал	47,89	50,73	6,30
При уровне надежности 95 %	1,660	1,350	0,498
Количество аргументов	89	89	33
Дисперсия выборки	-	-	1,97

металлографические исследования. Из головной, хвостовой и средней частей 32 прокатанных полос были отобраны образцы, приготовлены металлографические шлифы и исследована их микроструктура (доля феррита и размер его

зерна) в трех сечениях по высоте полосы (1/4, 3/4, 1/2 высоты полосы и центральная часть сечения полосы). При исследовании структуры сталей использовали анализатор изображений "Видеотест", при помощи которого получали ги-

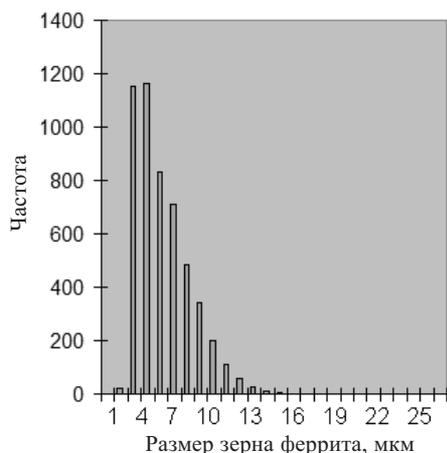


Рис. 5. Характерная гистограмма распределения размера зерна феррита

стограммы распределения размеров зерен феррита и процентное содержание перлита (рис. 5 и табл. 7). Значения исследуемых параметров структуры усреднялись по высоте полосы и сравнивались с расчетными значениями, полученными при помощи программы HSMM.

В табл. 8 представлены результаты статистической обработки относительных ошибок расчетов размера зерна феррита и содержания феррита в сталях по сравнению с экспериментально определенными параметрами структуры.

Как видим, компьютерная программа HSMM рассчитывает размер зерна феррита для 32 исследованных полос с относительной погрешностью $(0,37 \pm 0,4) \%$, а содержание феррита – с погрешностью $(0,825 \pm 1,51) \%$.

Таблица 7

Параметры структуры горячекатаной стали 17Г1СУ и характерные микрофотографии

Параметр структуры	Образец	
	а	а
Число полей зрения	1,0	
Площадь анализа, мм ²	0,05	
Содержание феррита, %	91,7	90,9
Погрешность определения доли феррита, %	2,3	2,7
Содержание перлита, %	8,3	9,1
Погрешность определения доли перлита, %	2,0	2,4
Соотношение перлита и феррита, валл	9,0	

Таблица 8

Расчетные значения ошибок при определении размеров зерен и содержания феррита

Отклонение	Относительная ошибка, %	
	Размер зерна	Содержание феррита
Среднее	0,3675	0,8250
Стандартное	1,10	4,18
Минимальное	-2,98	-9,10
Максимальное	2,98	10,60
Соммарное	-11,76	-26,40
Стандартная ошибка	0,19	0,74
Медиана	-0,53	-
Асимметричное	-0,120	-0,032
Интервал	5,06	19,60
При уровне надежности 95 %	0,40	1,51



Адаптация модели к условиям стана 2000 ОАО “Северсталь”, а также расчеты, выполненные для условий прокатки на станах 1700 и 2800, показывают, что компьютерная программа расчета меха-

нических свойств и параметров структуры сталей при горячей прокатке (HSM) позволяет выполнять вычисления с точностью, гарантированной разработчиком: с ошибкой не более 5 %.

А.И. Рудской, Г.Е. Коджаспиров

ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Сверхмелкозернистые материалы – ультрамелкозернистые и нанокристаллические в последние годы вызывают большой интерес среди специалистов, работающих в области физического материаловедения. Эти материалы имеют малый размер зерен и, следовательно, огромную протяженность границ зерен в своей структуре, вследствие чего обладают целым рядом необычных физико-механических свойств, например, хрупкая керамика становится вязкой. Нанокристаллы с размером зерен порядка 10 нм наиболее традиционно получают при помощи специальных методов порошковой металлургии, но серьезным их недостатком является наличие пористости (до 10 %) в скомпактированных, спеченных образцах.

В то же время сплавы с размером зерен около 100 нм (0,1 мкм) удается получать с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД). Этот способ получения ультрамелкозернистых и нанокристаллических материалов обладает двумя важными достоинствами: не приводит к образованию пористости, может быть применен как к чистым металлам, так и к сплавам и к интерметаллидным соединениям.

Основной принцип деформационно-термической обработки для получения субмелкокристаллических материалов состоит в формировании за счет больших деформаций (истинные логарифмические деформации $e = 4-7$) сильнофрагментированной структуры с признаками аморфного состояния с последующей рекристаллизацией (кристаллизацией).

Изучение физики больших деформаций свидетельствует, что в этих условиях активную роль играют ротационные моды пластической деформации, следствием чего является образование

сильно разориентированной фрагментированной структуры.

Развитие методов обработки металлов давлением, позволяющих осуществлять большие пластические деформации, позволило в последние годы успешно использовать их для получения в металлических материалах субмикроскопических структур с размером зерен 0,1–0,5 мкм. Для осуществления больших деформаций могут быть использованы различные методы обработки – сдвиг под давлением, специальные виды прессования, прокатка на многовалковых станах, всесторонняя ковка и др. Хрупкие материалы обрабатывают при повышенной температуре с последующим ее снижением, более пластичные – при комнатной температуре.

Как свидетельствуют результаты исследований, металлы и сплавы в нанокристаллическом состоянии обладают существенно измененными фундаментальными параметрами – температурой Кюри, модулями упругости, коэффициентами диффузии. Эти отличия обусловлены не только малым размером зерен в структуре, но и большой протяженностью и степенью неравновесности границ зерен. По сути нанокристаллические материалы представляют собой новый класс материалов с необычными физическими и механическими свойствами – аномально высокой прочностью, относительно низкой температурной сверхпластичностью, повышенной вязкостью, высокими магнитными свойствами. Приведем некоторые примеры.

Магнитные свойства. Температура Кюри у чистого никеля (99,99 %) (приготовленного испарением–конденсацией в инертной среде и последующим компактированием ультрадисперсного порошка с использованием техники высоких