

Разработка новой быстрорежущей стали с оптимизированным карбидным составом для валков

Ж. Леконт-Бекер,
Ж. Чу-фанг Чуин-джап,
Э. Парар, Ж.-П. Брейер
Университет, фирма "Маршалль
Кетен", г. Льеж (Бельгия)

Литые валки из быстрорежущей стали используют в первых клетках чистовой группы стана горячей прокатки полосы.

В начале 1990-х годов перед производителями валков была поставлена задача разработки изделия, обеспечивающего лучшее качество поверхности полосы при увеличении производительности прокатных станков. Эксплуатационные характеристики рабочего валка чистовой группы стана оказывают непосредственное воздействие на качество поверхности полосы, продолжительность графиков прокатки, наработку валка (т/мм), регулируемую его износом и минимальной шлифовкой, загрузку вальцешлифовальной мастерской (число перевалок валков).

Был разработан двухслойный так называемый быстрорежущий валок с наружным слоем из высоколегированной стали, соответствующий группе сплавов, которые используются для режущего инструмента. В эти годы валки из быстрорежущей стали (HSS) были внедрены на всех станах горячей прокатки в Японии, а также на многих агрегатах Европы и США вместо обычно используемых валков из высокохромистого чугуна. В начале эксплуатации новых валков возник ряд проблем. В результате шелушения поверхности валков наблюдался дефект акатанной окалины на полосе. По сравнению с валками из высокохромистого чугуна стойкость быстрорежущих валков против выкрашивания иногда была чрезвычайно низкой [1]. Усилие прокатки возросло на 20–30% вследствие усиленного трения между валками и полосой. Все эти факторы приводили к повышенному расходу электроэнергии, возникновению дефектов полосы даже малой толщины или из твердых материалов, к нехватке мощностей приводов прокатных станков. Учитывая это, предстояло разработать валок с более высокой износостойкостью, получаемый, например, центробежной отливкой. Были проведены металлографические исследования взаимосвязи между легирующими элементами, условиями литья, состоянием микроструктуры и износом при использовании высоколегированных сталей типа быстрорежущих. С целью усовершенствования валка из быстрорежущей стали с наружным диаметром 600–1200 мм фирма "Маршалль Кетен" выплавляла несколько сталей, разлитых вертикальным центробежным способом (HSS1, HSS2 – HSS7). Способ центробежного литья позволяет получить очень чистую мелкозернистую структуру, свободную от включений, с хорошим соединением оболочки и оси валка, в качестве материала которой используется чугун с шаровидным графитом, обладающий требуемым комплексом механических и термических характеристик. Материал оболочки (толщиной до 15% номинального диаметра валка) — быстрорежущая сталь, сохраняющая износостойкость и твердость при высоких

температурах. Химический состав стали в сочетании с соответствующей термической обработкой определяет существенно важные для валков физические свойства: структуру, способность к образованию оксидной пленки, твердость, коэффициент термического расширения, теплопроводность, температуропроводность.

Микроструктура литой быстрорежущей стали состоит из дендритов, окруженных более или менее сплошной сеткой эвтектических карбидов, распределение и морфология которых влияют на механические свойства и поведение сталей в эксплуатации.

В быстрорежущей стали с высоким содержанием углерода и средним содержанием хрома, легированной такими элементами, как молибден, вольфрам и ванадий, возникают несколько типов карбидов: MC , M_2C , M_6C , M_7C_3 с разной твердостью соответственно HV 2800; 2200; 1650; 1600. Хорошая стойкость против износа может быть достигнута при определенном их сочетании, необходимом для выполнения комплекса следующих требований: высокая износостойкость, малый коэффициент трения, хорошая устойчивость при аварийных ситуациях прокатки, хорошие окислительные характеристики слоя и тепловые характеристики. При выборе состава стали важно оптимизировать количество очень твердых карбидов MC , M_7C_3 и M_2C , формой и размером которых можно управлять, и избежать выделения хрупких карбидов M_6C с малой твердостью (HV 1000). С этой целью фирма "Маршалль Кетен" использует модифицирующие элементы: ванадий, вольфрам и молибден [2].

При эксплуатации валков обнаружили, что их износостойкость существенно улучшается в присутствии мелких глобулярных карбидов типа VC, равномерно распределенных в матрице. Другие металлургические факторы оказали незначительное воздействие [3]. Однако при центробежном литье легкие карбиды VC сегрегируются на внутренней стороне поверхности зоны равноосных зерен вследствие разницы плотностей первичной кристаллической и остаточной жидкой сталей [3]. Температура выделения карбидов MC повышается с увеличением содержания ванадия, но эвтектическая температура практически постоянна¹. По мере уменьшения содержания ванадия ΔT снижается и, кроме того, карбиды MC измельчаются, т.е. меньшее содержание ванадия способствует образованию более мелких карбидов при более низкой температуре и ослабляет их сегрегацию.

Результаты экспериментов показали, что коэффициент трения комплекта валков из быстрорежущей стали I типа превышает 0,5, что вдвое больше, чем у высокохромистых чугуновых валков [1]. Валки из быстрорежущей стали этого типа содержат большое количество карбидов VC, вкрапленных в закаленную мартенситную матрицу. Благодаря их высокой твердости (HV 3000) обеспе-

¹ Mizuno H., Sudoh R., Yanagisawa T. 1984.

живается хорошая стойкость против износа, однако из-за небольшой твердости ($HV\ 500-1000$) матрица относительно легко изнашивается, и твердые карбиды, выступая на поверхности вала, наносят царапины на матрицу. При этом отмечается более высокий коэффициент трения [1]. Для его уменьшения следует либо увеличить твердость матрицы, либо иметь в структуре более мягкие карбиды.

При исследовании влияния 5% кобальта обнаружили [4], что он не улучшает показатели прочности, тем не менее твердость вала в горячем состоянии при температуре выше $400\ ^\circ\text{C}$ несколько возрастает, что улучшает сопротивление износу. Однако применение кобальта проблематично из-за его дороговизны [1].

Для предотвращения образования микротрещин рекомендуется [5] ограничить количество карбидов VC. Использование более мягких карбидов типа M_2C и M_7C_3 может уменьшить коэффициент трения, в особенности карбид M_2C , имеющего более высокую твердость, что желательно для компенсации уменьшения количества карбидов VC.

Более того, для уменьшения шероховатости поверхности вала в ходе прокатки требуется повышенное количество эвтектических карбидов M_2C и M_7C_3 . Было установлено, что добавка в определенном количестве хрома и молибдена упрочняет карбиды M_7C_3 (рис. 1 [3]). Это будет способствовать более высокой стойкости против износа, чем у обычных валков из быстрорежущей стали [3]. С другой стороны, долю карбидов M_2C следует ограничивать во избежание образования сетки хрупких выделений, которые могут увеличить склонность металла к растрескиванию и ослабить стойкость против выкрошивания в случае аварий на прокатном стане [6]. Было показано, что валки из быстрорежущей стали с высоким содержанием молибдена и вольфрама более склонны к выкрошиванию, чем валки из высокохромистого чугуна, причем появление трещин связано со слишком хрупкими эвтектическими карбидами M_2C (эти карбиды в виде шестигранных брусочков легко раскалываются трещиной [1]). С учетом этого целесообразно уменьшение содержания молибдена и вольфрама.

Кинетика образования оксидной пленки и ее адгезия к поверхности вала из быстрорежущей стали совсем иные, чем у валков из высокохромистого чугуна (табл. 1). На валках из стали HSS3 было обнаружено самое быстрое образование оксидной пленки, но с самой слабой адгезией к поверхности вала. Для изделия из стали HSS4 было характерно более медленное образование оксида, который лучше пристает к поверхности вала. На стали

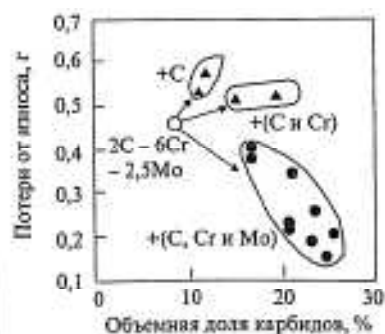


Рис. 1. Зависимость между объемной долей карбидов и потерями от износа [3]; slip ratio 14,2%; rotation count 144000

Таблица 1. Характеристика окислительного поведения валков [2]

Материал вала	Содержание карбидов			Кинетика окисления	Адгезия оксида
	M_2C	MC	M_7C_3		
Чугун с высоким содержанием Cr	Высокое	—	—	Слабая до низкой	Очень хорошая до очень высокой
HSS3	Низкое	Высокое	Высокое	Очень хорошая до очень высокой	Слабая до низкой
Стандартная HSS4	Низкое	Высокое	Максимальное	Хорошая до очень хорошей	Слабая
HSS5 с повышенным содержанием Cr	—	Большое	Большое	Хорошая	Хорошая

HSS5 выявлены самое медленное образование оксида, но наилучшая адгезия к поверхности вала [2]. Это свидетельствует о значительном влиянии хрома.

В настоящее время на многих предприятиях отмечается нежелательное поведение быстрорежущей стали в аварийных ситуациях, что существенно препятствует более интенсивному ее использованию. Производители валков должны в большей мере оптимизировать структуру металла, учитывая сильное воздействие морфологии карбидов, сцепление между матрицей и карбидами и типы карбидов, обнаруживаемые в распространяющихся трещинах. Совершенствуя химический состав и термическую обработку, можно уменьшить степень риска. Учитывая это, фирма "Маршалл Кетен" разработала сталь, обеспечивающую наилучший компромисс между низким коэффициентом трения и высокой стойкостью против распространения трещин и износа. Микроструктура новой быстрорежущей стали HSS7 содержит твердые, хорошо диспергированные первичные и эвтектические карбиды, вкрапленные в прочную закаленную мартенситную матрицу. Валки из этой стали успешно опробованы на нескольких станах горячей прокатки.

Сталь HSS7, кроме классических легирующих элементов (углерода, хрома, марганца, кремния, никеля), содержит ванадий, молибден и вольфрам и имеет следующий состав, %: 1,5–2,0 C; 5–7 Cr; 3–4 Mo; 4–5 V и 1,5–2,5 W. Валки были изготовлены по технологии вертикальной центробежной отливки и подвергнуты термической обработке с двукратным отпуском. Для изучения структуры и механических испытаний образ-

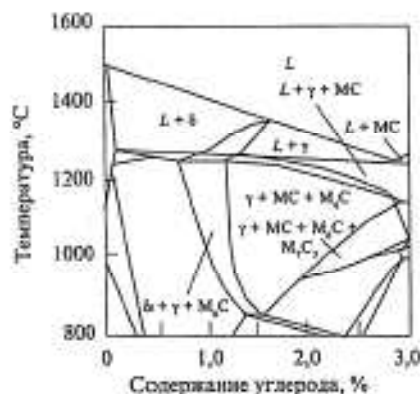


Рис. 2. Изограмма Fe–5Cr–5W–5Mo–5V–C (массовая доля, %), рассчитанная с помощью системы "Термокальк" [7]

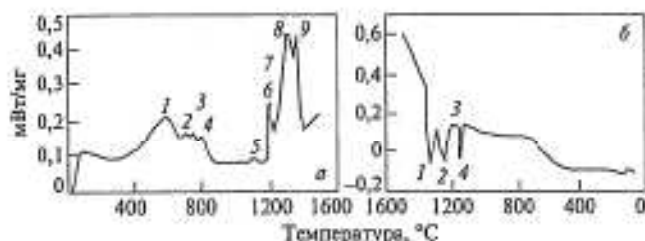


Рис. 3. Кривые ДТА в процессах нагрева (а) и охлаждения (б)

цы отбирали на разной глубине рабочего слоя вала. Исследовали последовательность затвердевания и определяли количество и морфологию карбидов, их объемную долю и размер зерна.

Как указывалось, за основу композиции сплава быстрорежущих сталей для валков взят химический состав стали М2, но с более высоким содержанием углерода и ванадия. Таким образом, хотя производители валков и разработали сплавы, специально созданные для эксплуатационных условий каждого стана горячей прокатки, их химический состав часто находится в следующих пределах: 1,5 – 2,0 % С; до 5 % W; до 5 % Mo; 3 – 7 % Cr и 4 – 8 % V, что и соответствует рассматриваемому здесь примеру. На рис. 2 показана рассчитанная изоплета Fe – 5 Cr – 5 W – 5 Mo – 5 V – C, типичная диаграмма для этого химического состава [7].

С целью определения последовательности затвердевания стали HSS7, в особенности выделения карбидов, был использован прибор дифференциально-термического анализа (ДТА). При выполнении такого анализа образец нагревается (или охлаждается) согласно температурному графику в приборе, который улавливает любой вид эндо- или экзотермического преобразования. Преобразование фазы приводит к изменениям температуры образца. С помощью метода ДТА можно уловить любое, даже малейшее преобразование (плавление, затвердевание, разложение). На рис. 3 приведены кривые, полученные при нагреве и охлаждении. Для содержания углерода 1,7 – 2,0 % последовательность затвердевания включает первичную кристаллизацию аустенита и эвтектическое разложение остаточной междендритной жидкости: жидкость → аустенит + карбиды. Эта реакция протекает при постоянно изменяющихся фазовых составах с образованием разных эвтектических карбидов и эвтектик: $\gamma + \text{MC}$, $\gamma + \text{M}_6\text{C}$ (или $\gamma + \text{M}_2\text{C}$) и $\gamma + \text{M}_7\text{C}_3$. Хотя изоплета на рис. 2 прогнозирует образование эвтектики $\gamma + \text{M}_6\text{C}$, она образуется редко, поскольку затвердевание обычно происходит в условиях неравновесия и создаются благоприятные предпосылки для образования метастабильной эвтектики $\gamma + \text{M}_2\text{C}$. Эвтектика $\gamma + \text{MC}$ всегда выделяется первой вследствие большого содержания ванадия в данных сплавах. Последовательность выделения эвтектик $\gamma + \text{M}_2\text{C}$ и $\gamma + \text{M}_7\text{C}_3$ зависит от общего состава, причем первой эвтектике благоприятствует высокое содержание вольфрама, молибдена или ванадия, а второй — высокое содержание хрома или углерода.

В ходе ДТА наблюдали пики при высоких температурах (см. рис. 3). Конкретные температуры пиков были следующими:

Пики при нагреве	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$T_{\text{нач}}^{\circ}\text{C}$	387	670	739	772	1065	1184	1201	1249	1337
$T_{\text{макс}}^{\circ}\text{C}$	562	699	749	792	1105	1196	1206	1314	1354
$T_{\text{кон}}^{\circ}\text{C}$	655	728	763	851	1139	1201	1218	1330	1368

Пики при охлаждении	1	2	3	4
$T_{\text{нач}}^{\circ}\text{C}$	1337	1283	1164	1159
$T_{\text{макс}}^{\circ}\text{C}$	1329	1260	1160	1152
$T_{\text{кон}}^{\circ}\text{C}$	1314	1275	1159	1141

Исследованный образец был отобран с конца бочки прошедшего термическую обработку вала из стали HSS7 перед механической обработкой. Условия эксперимента: нагрев от комнатной температуры до 1500 °С со скоростью 10 °С/мин и охлаждение от 1500 °С до комнатной температуры с той же скоростью. В ходе нагрева получали обратное аустенитное преобразование (пики 1 – 4), растворение эвтектических карбидов (пики 6 – 8) и расплавление аустенитной матрицы (пик 9). В ходе быстрого охлаждения наблюдались только пик 1 затвердевания аустенита и соответствующие эвтектическим реакциям пики 2 – 4.

Хорошо выражена эвтектическая реакция с карбидами MC (пик 8 при нагреве и пик 2 при охлаждении). Два пика, соответствующие $\gamma + \text{M}_2\text{C}$ и $\gamma + \text{M}_7\text{C}_3$, перекрывают один другого: их трудно разделить. Поскольку объемная доля карбида M_2C меньше доли M_7C_3 , как будет показано далее, можно предположить, что пик 7 нагрева и пик 3 охлаждения соответствуют преобразованию эвтектики $\gamma + \text{M}_2\text{C}$, а пик 6 нагрева и пик 4 охлаждения — преобразованию эвтектики $\gamma + \text{M}_7\text{C}_3$.

Микроструктура стали HSS7 содержит матрицу с продуктами аустенитного превращения (закаленный мартенсит): глобулярными вторичными карбидами в матрице и эвтектическими карбидами, расположенными как в междендритной, так и в межклеточной областях. Так, природа и морфология карбидов определяются химическим составом стали. В обычных быстрорежущих сталях карбид MC связывает в основном ванадий. Карбиды M_2C богаты молибденом и вольфрамом и могут содержать хром, карбиды M_7C_3 богаты хромом.

Характеристика карбидов в стали HSS7 указывает на присутствие карбидов MC, M_6C , M_2C и M_7C_3 . Их идентифицировали, используя оптический микроскоп с избирательным протравливанием и сканирующий электронный микроскоп с электронными цифровыми изображениями микросоставов (рис. 4). Были выявлены пять типов карбидов: MC, M_2C , M_7C_3 , M_6C и M_{23}C_6 . Первые четыре из названных представляют собой эвтектические карбиды, выделившиеся из жидкости. Карбид MC богат ванадием и часто имеет глобулярную форму. Карбид M_2C богат молибденом/вольфрамом, имеет игольчатую форму (скопления частиц, подобных брусочкам). Карбиды M_7C_3 богаты хромом и располагаются на границах зерен в виде сплошной сетки. Карбиды M_6C богаты железом/молибденом и располагаются, по-видимому, только на первых 5 мм оболочки (здесь более высокие скорости охлаждения), в то время как другие типы карбидов присутствуют во всей толщине оболочки. Карбиды M_{23}C_6 — вторичные, богаты

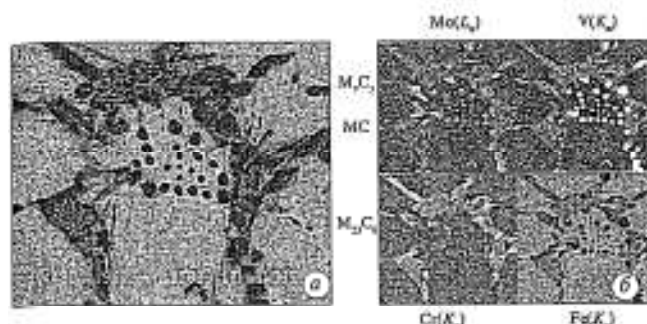


Рис. 4. Скопления карбидов M_7C_3 , M_2C и MC и электронно-цифровое изображение

хромом и полностью распределяются внутри матрицы в ходе термической обработки.

В стали HSS7 обнаружили как разорванные, так и сложные правильные карбиды MC глобулярной формы (рис. 4 и 5). Они присутствуют во всей толщине оболочки валка и образуют скопления внутри матрицы или тяготеют к карбидам M_7C_3 в междендритной области. Эти карбиды MC богаты ванадием, но содержат также хром, молибден, немного вольфрама и очень немного элементов железа (см. рис. 4). Карбиды M_7C_3 присутствуют в полной толщине оболочки валка. У них сложная веерообразная морфология, и они богаты хромом, но содержат также молибден, ванадий, немного железа и совсем немного вольфрама (см. рис. 5). Большинство карбидов M_2C имеют иглообразную форму, бледно-серую окраску. Они обычно объединены с карбидами M_7C_3 и MC . Карбиды M_2C богаты молибденом, содержат вольфрам и ванадий, но очень немного железа.

Чтобы получить представление о последовательности выделения, проанализировали сложные скопления карбидов по их контрастности с помощью электронного изображения с обратным рассеянием (рис. 6). Очевидно, что карбиды MC , расположенные на вершине кончиков скоплений, — это первые выделившиеся эвтектические карбиды. По мере затвердевания содержание ванадия в остаточной жидкости уменьшается, и это способствует выделению других карбидов, например M_7C_3 , в центре скопления (см. рис. 5). Здесь обнаруживаются карбиды M_6C , поскольку изучаемая зона близка к поверхности (на глубине 5 мм внутри оболочки). Следует иметь в виду, что первые 10 мм поверхности промышленного литого валка снимаются перед его установкой на стане, поэтому карбиды M_6C отсутствуют в валке в процессе эксплуатации става.

Общая объемная доля эвтектических карбидов и доля каждого из них зависят в основном от химическо-

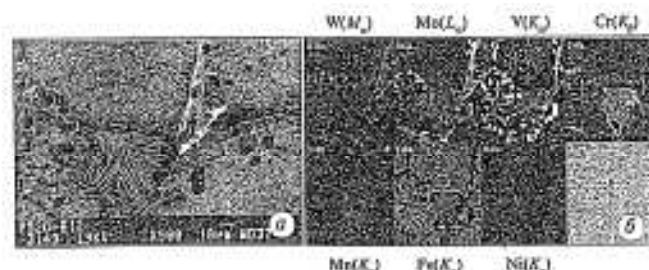


Рис. 5. Скопления карбидов MC , M_2C (белый) и M_7C_3 и электронно-цифровое изображение



Рис. 6. Скопления карбидов (электронное изображение с обратным рассеянием)

го состава. Эффект охлаждения — менее существенный фактор [7]. Общая доля эвтектических карбидов в быстрорежущих сталях для валков прокатных станов колеблется в пределах от 9 до 15 % и более, что считается одной из основных характеристик. Общий объем карбидов в стали HSS7 достигает 15 % (табл. 2).

Провели исследование дендритной структуры стали HSS7. Микроструктуру дендрита в литом состоянии обычно определяют на количественной основе по интервалам размещения первичного и вторичного дендрита, причем последний используют более широко в качестве параметра для соотношения переменных процесса и микроструктуры, поскольку размещение первичного дендрита учитывается лишь в случае направленного затвердевания.

Воздействие теплового градиента жидкой фазы, скорости роста дендрита и явлений огрубления/срастания на промежутки между отростками вторичного дендрита (кратко обозначаемого далее как интервал между отростками дендрита DAS), были хорошо охарактеризованы экспериментально [7]. Общепризнано, что воздействие теплового градиента G и скорости роста дендрита v (которые независимо контролировались в экспериментах по направленному затвердеванию) на DAS находится в зависимости, выражаемой эмпирическим отношением, где обе переменные величины объединены в один параметр — скорость охлаждения $dT/dt = GV$:

$$DAS = A (dT/dt)^b,$$

где A и b — параметры материала. На рис. 7 приведены экспериментальные кривые DAS по отношению к dT/dt для стали M2 [7]. При центробежном литье в условиях фирмы "Маршалл Кетен" скорость охлаждения составляет 5–10 °C/мин и средний показатель DAS изменяется от 23 до 35 мкм. В стали HSS7 равноосная зона наблюдается от поверхности до глубины оболочки 10 мм. Затем затвердевание становится столбчатым до граничной зоны между сердцевинной и оболочкой. Тем не менее можно наблюдать, что в граничной зоне имеются области, в которых столбчатые участки сме-

Таблица 2. Объемные доли эвтектических карбидов MC , M_7C_3 и M_2C в быстрорежущих сталях для валков прокатных станов

Быстрорежущие стали	Объемная доля карбидов, %			Всего
	MC	M_7C_3	M_2C	
1,95 C – 5,1 V – 1,6 W – 1,7 Mo – 5,5 Cr	4,4	4,7	—	9,1
2 C – 6,1 V – 1,8 W – 1,1 Mo – 5,6 Cr	8,2	3,2	—	11,4
2 C – 4 V – 1,8 W – 2,5 Mo – 5,5 Cr	4,4	6,9	—	11,3
2 C – 4,3 V – 6,5 W – 4,1 Mo – 5,6 Cr	4,9	—	10,6	15,5
HSS7	6,0	7,5	2,0	15,2

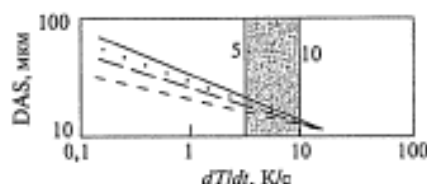


Рис. 7. Экспериментальные кривые DAS [7]

Рис. 8. Размер зерна по глубине оболочки (а и б — начало и конец службы рабочего слоя)

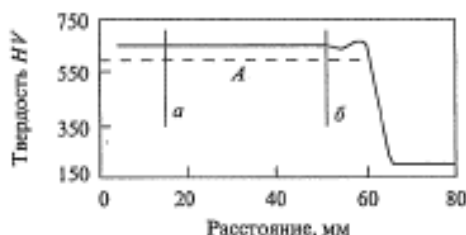
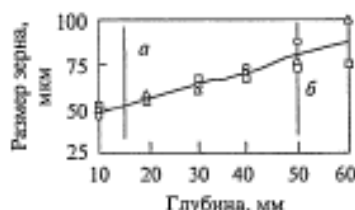


Рис. 9. Изменение твердости по толщине рабочего слоя (А — высокохромистый материал)

шаны с равноосными. Карбиды распределены в междендритном пространстве. В столбчатой области карбиды выстроены в линию по отросткам дендритов, причем большинство составляют карбиды M_7C_3 . Они сливаются с карбидами M_2C , которые расположены в виде конечных центральных узлов (см. рис. 6).

Измерение размера зерен (их очерчивает сеть карбидов M_7C_3) показало (рис. 8), что он изменяется от оболочки (50 мкм) до сердцевины (70 – 100 мкм).

Для исследования механических свойств стали HSS7 образцы отбирали начиная от наружной части оболочки до зоны сочленения оболочки и сердцевины. Механические свойства стали оказались лучше, чем у высокохромистого материала, и даже в конце срока службы вала, когда они становятся сравнимыми со свойствами высокохромистого материала (рис. 9), несмотря на укрупнение зерна. Средняя твердость обоих исследованных материалов не уменьшается в зависимости от глубины оболочки, причем твердость стали HSS7 обычно выше (рис. 10).

Заключение

В последних разработках литые высоколегированные быстрорежущие стали используются в качестве материала для наружной оболочки валков станов горячей прокатки, изготовленных или способом центробежного литья, или композитными, полученными непрерывной разливкой. Химический состав сталей такой же, как у инструментальной стали M2, но с более высоким содержанием углерода и ванадия. Для содержания углерода между 1,7 – 2,0 % при затвердевании происходит первичная кристаллизация аустенита и затем эвтектический распад остаточной внутридендритной жидкости, приводящий к образованию до трех эвтектик: $\gamma +$

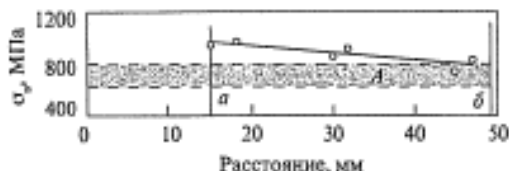


Рис. 10. Изменение временного сопротивления разрыву по толщине рабочего слоя (А — высокохромистый материал)

+ M_2C , $\gamma + M_6C$ или $\gamma + M_2C$ и $\gamma + M_7C_3$. Характерная общая объемная доля эвтектических карбидов в быстрорежущих сталях колеблется от 9 до 15 % (по некоторым японским публикациям — более 20 %).

Разработанная на этой основе сталь HSS7 имеет оптимальное соотношение содержания карбидов. Для усовершенствования стали важно оптимизировать долю карбидов M_6C (очень твердых), M_7C_3 и M_2C , которые могут быть отрафинированы и распределены. С целью получения оптимального объема и морфологии карбидов фирма “Маршалл Кетен” использует ванадий, вольфрам и молибден. Разработанная фирмой сталь HSS7 обеспечивает хороший компромисс между низким коэффициентом трения и высокой стойкостью против распространения трещин и износа.

Структура этой стали — прочная закаленная мартенситная матрица и твердые, хорошо распределенные первичные и эвтектические карбиды. Быстрорежущие валки из стали, содержащей в основном твердые карбиды, имеют высокий коэффициент трения, что приводит к дополнительному расходу энергии при прокатке и к ухудшению качества поверхности полосы. Валки, содержащие эвтектические карбиды в форме брусочков, отличаются хрупкостью и более подвержены выкрашиванию. Для решения этих проблем были разработаны валки с хорошо распределенными твердыми карбидами и взаимосвязанными эвтектическими карбидами; так, сталь HSS7 содержит мелкие карбиды VC, улучшающие износостойкость, и хорошо распределенные эвтектические карбиды, представляющие собой смесь карбидов M_2C и M_7C_3 , что предотвращает распространение трещин. Общая доля объема карбидов в стали HSS7 составляет около 15 %. Эта сталь показала хорошие результаты на нескольких станах горячей прокатки.

Библиографический список

1. Breyer J. P. et al. Off-line Analysis of the HSS roll Behaviour in the Hot Strip Mill by the Use of a Rolling Load Prediction Model // Saruc'97. P. 19.
2. Sekoczinsky R. J. High Speed Steel Roll Trials and their performance at Iscor // Saruc'96. P. 31.
3. Ichino K. et al. Development of Centrifugal Cast Roll with High Wear Resistance for Finishing Stands of Hot Strip Mill // Kawasaki Steel Technical Report. 1997. № 37. October.
4. Lecomte-Beckers J., Terziev L. Report of scientific cooperation between Bulgaria and community Wallony-Bruxelles and Walloon Region (DRI). “Study of precipitation kinetic in foundry alloy for rolls type chromium iron and HSS”. 2002.
5. Hattori T. et al. New High Speed Steel Rolls for Hot Strip Mills // 7th International Conference on Steel Rolling, 1998, Chiba, Japan.
6. Sekoczinsky R. J. et al. Improvement of the Work Roll performance on 2050 mm hot Strip Mill at Iscor Vanderbijlpark // 42nd MWSP Conf. Proc., ISS, 2000.
7. Boccacini M., Goldstein H. Solidification of high speed steel // International Materials Reviews. 2001. V. 46. № 2. P. 92.