

## ПРИРОДА РАЗРУШЕНИЯ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ В Z - НАПРАВЛЕНИИ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕКОМЕНДАЦИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ЕЕ КАЧЕСТВА

А.И. Троцан, И.Л. Бродецкий, Ф.С. Крейденко (ИПМ НАНУ, г. Киев),  
С.Г. Мельник, В.В.Кислица (ОАО МК «Азовсталь», г. Мариуполь),  
Я.П. Карликова (ПГТУ, г. Мариуполь)

Снижение свойств проката в Z-направлении обусловлено наличием в зоне осевой ликвации плоских остроугольных выделений  $Ti(CN)$  и  $MnS$ , инициирующих образование микротрещин, приводящих к низкоэнергетическому разрушению. Использование разработанных технологических рекомендаций обеспечивает повышение качества литого и катаного металла, в том числе увеличение в 2,5-3,0 раза структурно-чувствительных ( $\psi_z$  и  $KCV_z$ ) свойств стали в осевой зоне при одновременном повышении механических характеристик основного металла.

Толстолистовой прокат из непрерывнолитых сталей в ряде случаев характеризуется аномально низкой пластичностью в Z-направлении. В то же время, в соответствии с требованиями стандарта DIN 17100, при производстве качественного проката предусматривается выполнение жестких требований по его пластичности в Z-направлении (гарантированный уровень  $\psi_z \geq 35\%$ ). Однако, при статочных испытаниях толстолистового проката в условиях ОАО МК «Азовсталь» отмечается нестабильный уровень свойств - величина  $\psi_z$  колеблется в широких пределах для листов, прокатанных в одинаковых условиях (рис.1).

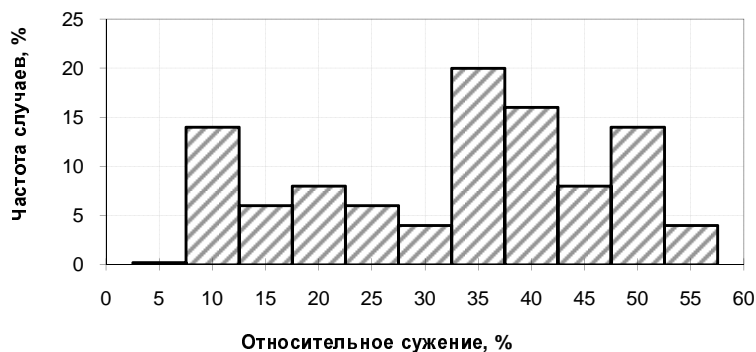


Рисунок 1 – Частотное распределение величины относительного сужения  $\psi_z$  по выборке из 248 листов толщиной 58,5 мм для стали St 52.3

Аналогичная картина наблюдается и при испытаниях на ударную вязкость ( $KCV_z$ ).

При затвердевании непрерывнолитых слябов условия кристаллизации вызывают образование зоны осевой ликвации, вследствие неравномерности охлаждения заготовки и обогащения жидкости перед фронтом кристаллизации примесями (сера, фосфор, цветные металлы) и легирующими элементами (углеродом, марганцем, кремнием и др.). Осевая ликвация сказывается на неоднородности структуры по толщине листа и морфологии неметаллических включений в осевой зоне. Несмотря на незначительную толщину ликвационной зоны (10-250 мкм), ее влияние на механические характеристики в направлении толщины проката (z-направление) оказывается решающим в связи с образованием в ней микротрещин, приводящих к низкоэнергетическому разрушению. Одним из способов снижения осевой структурной неоднородности является микролегирование расплава редкоземельными и кальцийсодержащими лигатурами [1].

Цель настоящей работы - определение причин разрушения проката в Z-направлении и разработка комплекса технологических рекомендаций, обеспечивающих повышение качества и снижение отсортировки литого и катаного металла. Материалом исследования служила литой и катаный металл серии опытно-промышленных плавок ст.09Г2С и St 52. Сталь обрабатывалась при разливке на МНЛЗ порошковой проволокой диаметром 13 мм, содержащей РЗМ и силикокальций в соотношении 1:1, с коэффициентом заполнения 42-46 %. Порошковую проволоку вводили в промежуточный ковш в область стопора со скоростью 0,2-0,4 м/с, что обеспечивало содержание в готовой стали 0,003-0,004 % Са и 0,008-0,010 % Се.

Для оценки влияния обработки стали церием и кальцием были определены скорости кристаллизации опытного и сравнительного непрерывнолитого металла по изменению плотности дендритной структуры [2]. Результаты свидетельствуют, что скорость кристаллизации в осевой зоне сляба сравнительного и опытного металла при микролегировании практически не меняется и составляет 0,4-0,5 см/мин. В то же время скорость кристаллизации основного металла сляба как со стороны большого, так и малого радиусов в опытном металле выше, чем в сравнительном (0,55-0,65 и 0,35-0,45 см/мин, соответственно).

Исследуемые стали имели ферритно-перлитную структуру с баллом зерна 8-9 по ГОСТ 5639-65. В металле наблюдали перлитную полосчатость, которая изменялась при переходе от края к центру листа от 1-2 до 3-5 баллов по ГОСТ 5640-68. Осевая зона сталей представляла собой отличную от матрицы структуру квазибейнитного типа шириной от 20 до 200 мкм, имеющую как сплошной, так и прерывистый характер, образование которой обусловлено наличием химической неоднородности.

Содержание элементов в осевой зоне определяли с помощью специальной методики [3]. На стандартных заготовках ударных образцов (ГОСТ 9454-78), вырезанных в Z-направлении, химическим травлением выявляется зона осевой ликвации. Острый надрез с концентратором напряжений (усталостная трещина) наносится по центру осевой зоны. Образцы охлаждаются в жидком азоте (-196 °С) и разрушаются на маятниковом копре. При этом получается достаточно плоская поверхность разрушения (хрупкий скол), которая практически полностью проходит по металлу осевой зоны. Полученная поверхность излома подвергается химическому анализу на рентгенофлуоресцентном спектрометре «СПЕКТРОСКАН-V», обладающем чувствительностью до 0,0001 %; диаметр зоны возбуждения 5-8 мм, глубина зоны возбуждения, при используемых ускоряющих напряжениях (10-30 кэВ), не превышает нескольких микрон.

Установлено, что обработка церием и кальцием позволяет значительно снизить уровень ликвации по ряду элементов, в том числе по S, P, Mn, Ti, C, N (табл.1). Обогащение указанными элементами обуславливает изменение термомеханических характеристик зоны осевой ликвации, приводящее к образованию микротрещин на границе зоны с основным металлом.

Таблица 1 – Ликвация элементов в осевой зоне ст.09Г2С и St 52.3

Марка стали	Степень обогащения осевой зоны*							
	C	S	Mn	Ti	Si	P	Cu	N
09Г2С	<u>1,5</u>	<u>5,2</u>	<u>2,0</u>	<u>3,8</u>	<u>2,2</u>	<u>4,9</u>	<u>1,5</u>	<u>1,8</u>
	1,2	2,9	1,4	2,2	1,5	2,4	1,2	1,2
St 52.3	<u>2,0</u>	<u>4,0</u>	<u>2,8</u>	<u>3,5</u>	<u>2,6</u>	<u>5,1</u>	<u>1,7</u>	<u>2,0</u>
	1,4	2,2	1,3	1,7	1,6	3,0	1,5	1,2

\* В числителе – сравнительный, в знаменателе – опытный металл

Химическая неоднородность зоны осевой ликвации влияет на устойчивость в ней аустенита, изменяя кинетику и механизм превращений в участках различного химического состава в условиях охлаждения листов после конца прокатки. Средняя скорость охлаждения на воздухе горячекатаных полос толщиной более 10 мм составляет 0,5-2 град/с [4]. Критическая скорость охлаждения малоуглеродистой стали с 1,5 % Mn, согласно [5], около 13 град/с. Увеличение содержания углерода, наличие водорода и легирующих элементов (титана, кремния, марганца) способствует дальнейшему ее уменьшению. Следовательно, в осевой зоне листа термokinетические условия охлаждения могут обеспечивать частичное торможение диффузионного превращения аустенита и переохлаждение отдельных его

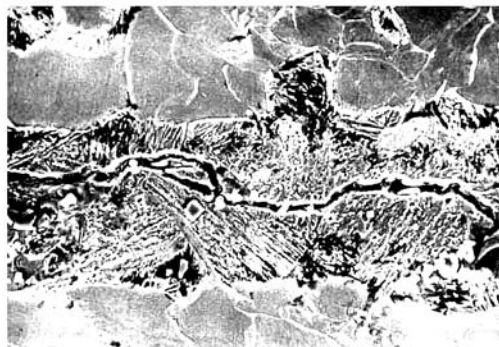
участков до температуры образования бейнита и даже мартенсита, а также препятствовать диффузии водорода. Возникающая структурная неоднородность способствует появлению микротрещин. Кроме того, осевая зона листов характеризовалась не только структурной несплошностью, но и повышенной загрязненностью включениями сульфидов, оксидов, силикатов и нитридов. Общая картина типов включений и характер их изменения при обработке РЗМ и Са приведена в табл.2.

Таблица 2 - Неметаллические включения в осевой зоне исследуемых сталей (средние значения по 6-ти плавкам)

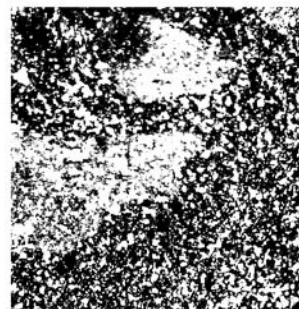
Марка стали	Загрязненность стали НВ в баллах, ГОСТ 1778-70, Ш*						
	оксиды		силикаты			сульфиды	нитриды
	строчечные	точечечные	хрупкие	пластичные	недеформируемые		
09Г2С	<u>2,5</u>	<u>1,0</u>	<u>4,0</u>	<u>3,0</u>	<u>4,0</u>	<u>3,0</u>	<u>1,0</u>
	1,0	1,5	3,0	1,0	3,5	1,5	0,5
St 52.3	<u>3,0</u>	<u>1,5</u>	<u>3,0</u>	<u>4,0</u>	<u>2,5</u>	<u>3,5</u>	<u>1,0</u>
	1,5	2,5	2,0	2,5	1,0	1,0	0,5

\* в числителе – сравнительный, в знаменателе – опытный металл

Металлографический анализ показал, что микротрещины шириной до 10 мкм и длиной до 5000 мкм образуются в зоне структурно-химической неоднородности (рис.2а).



а)



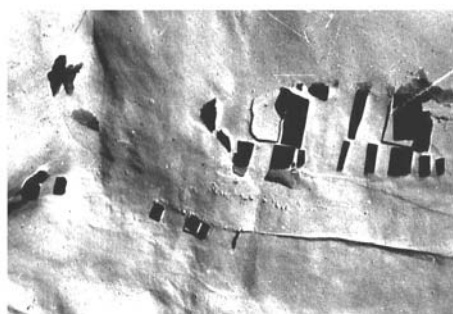
б)

Рисунок 2 - Структура осевой зоны; а) типичные микротрещины; электронная микроскопия, x1200; б) поверхность разрушения, частично прошедшая по осевой зоне (светлые участки); оптическая металлография, x4

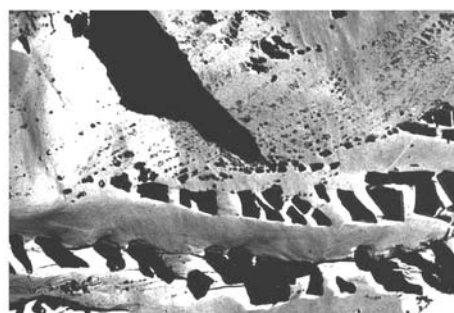
Для определения причин образования микротрещин было проведено исследование поверхности разрушения, прошедшего по осевой зоне, с использованием электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального и

микродифракционного анализом. Следует отметить, что по внешнему виду излом, прошедший по осевой зоне, легко отличим от разрушения по основному металлу даже при малых увеличениях (рис. 2б). Трещины образуются преимущественно на включениях сульфидов марганца и карбонитридов титана (рис.3), обнаруживаемых на поверхности излома, прошедшего по осевой зоне. Одной из причин сульфидного растрескивания может быть выделение свободного водорода при охлаждении листов после прокатки, который, попадая в поры и микронесплошности, образует молекулярное соединение, в результате чего давление его возрастает, что и приводит к растрескиванию металла. Подтверждением этого служит замедленное охлаждение толстых листов путем складирования, приводящее к удалению водорода и снижению влияния структурных и термических напряжений [6].

Образование трещин на карбонитридах обусловлено существенным отличием термодинамических характеристик карбонитридов титана (рис.3а) от матрицы (модуль нормальной упругости  $E$  и коэффициент термического расширения  $\alpha$  карбонитрида титана в 2-2,5 раза отличаются от соответствующих коэффициентов низколегированной стали) [6,7].



а)



б)

Рисунок 3 - Характерные выделения карбонитридов титана (а) и сульфидов марганца (б) на поверхности излома, прошедшего через осевую зону; электронная фрактография,  $\times 2000$

Согласно [7-9], большинство микротрещин образуется у жестких недеформируемых включений с высоким значением  $E$  и низким  $\alpha$ , у которых концентрация микронапряжений максимальна и изменение температуры или внешних нагрузок приводит к возникновению значительных микродеформаций, раскалывающих включение или отслаивающих его от матрицы. Этим условиям хорошо соответствуют плоские остроугольные выделения  $Ti(CN)$ , скопления которых наблюдаются в осевой зоне. Наблюдаемые выделения  $MnS$  аналогичного происхождения и морфологии (рис.3б) также опасны, вследствие их неблагоприятной формы, но из-за близости термомеханических характеристик включения и матрицы, вероятность образо-

вания на них микротрещин ниже, чем у карбонитридов.

Микролегирование стали церием и кальцием приводит к уменьшению количества и сокращению длины сульфидов марганца и карбонитридов титана по сечению толстого листа. В осевой зоне в этом случае наблюдали лишь отдельные выделения MnS и Ti(CN), основной же вид включений был представлен недеформируемыми мелкодисперсными выделениями оксидов и оксисульфидов церия или кальция.

Современные испытания толстолистовой стали предусматривают, как правило, оценку ее свойств вдоль и поперек направления прокатки. Однако, в ряде случаев при определении надежности металла подобных испытаний недостаточно в связи с тем, что при высоких значениях механических характеристик на продольных и поперечных образцах, свойства по толщине листа оказываются аномально низкими, причем разброс величин достигает больших значений (табл.3).

Таблица 3 – Механические свойства сталей 09Г2С и St 52.3 в Z-направлении

Марка стали	Механические свойства*					
	$\psi$ , %	KCV <sub>-20</sub> Дж/см <sup>2</sup>	KCU <sub>-60</sub> Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %
09Г2С	9-36	8-78	6-45	$\frac{360-420}{410}$	$\frac{220-270}{255}$	$\frac{20-24}{22}$
09Г2С с Са и Се	29-72	15-90	19-68	$\frac{380-440}{430}$	$\frac{280-320}{300}$	$\frac{22-26}{25}$
St 52.3	12-42	6-62	8-54	$\frac{400-440}{420}$	$\frac{270-300}{280}$	$\frac{18-25}{22,5}$
St 52.3 с Са и Се	25-68	14-75	12-66	$\frac{430-460}{435}$	$\frac{310-350}{330}$	$\frac{23-27}{24,5}$

\* в числителе – минимальные и максимальные, в знаменателе – средние значения по серии из 10 испытаний;

Незначительная толщина области структурно-химической микронегоднородности делает невозможным определение механических характеристик металла в ней, за исключением микротвердости, несмотря на решающее влияние ликвационной зоны в процессе разрушения. Из данных, приведенных в табл.3 следует, что небольшой разброс значений  $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$  и  $\delta$  позволяет получить усредненные результаты испытаний с приемлемым уровнем надежности. Значения же  $\psi$  и KCV и KCU колеблются в столь широких пределах, что достоверно определить их средние значения невозможно. Это может быть связано с их более высокой структурной чувствительностью и обусловлено тем, что разрушение образцов в Z-направлении

проходит частично по основному металлу (матрице), частично по ликвационной зоне, причем их соотношение меняется в широких пределах для каждого из испытуемых образцов. Авторами разработана специальная методика, позволяющая проводить определение механических свойств на одних и тех же стандартных образцах отдельно для матрицы и металла зоны осевой ликвации [10]. Сущность методики состоит в следующем: на ударных (разрывных) образцах, вырезанных в Z-направлении, после их разрушения измеряется доля площади излома, прошедшего через зону осевой ликвации, которая по внешнему виду легко отличима от разрушения по основному металлу (рис. 2б) и определяется аналитическая зависимость механической характеристики от доли площади разрушения, прошедшего по ликвационной зоне.

Экстраполяция полученных уравнений типа  $y=f(x)$ , где  $y$  – определяемая механическая характеристика;  $x$  – доля площади излома, прошедшего по зоне осевой ликвации, позволяет определить структурно-чувствительные ( $\psi$ , KCV, KCU) свойства стали в Z-направлении как для области осевой ликвации ( $x=100\%$ ), так и для основного металла ( $x=0$ ) с ошибкой, не превышающей 8-10%. Характерные графические зависимости и их уравнения для значений  $\psi_z$  в стали 09Г2С представлены на рис.4, а найденные по данной методике значения  $\psi_z$ , (KCV<sub>-20</sub> и KCU<sub>-60</sub>)<sub>z</sub> в зоне ликвации и в основном металле в табл.4.

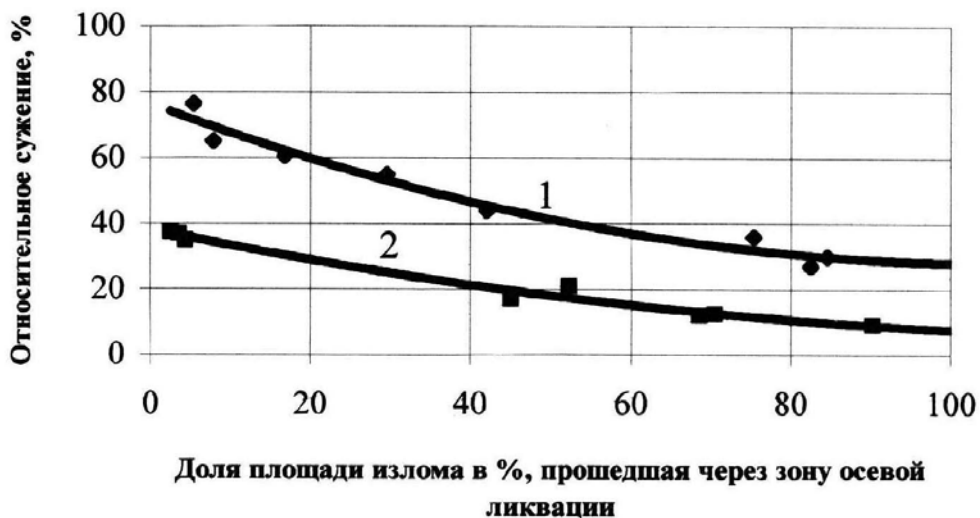


Рисунок 4 - Зависимость  $\psi_z$  от доли площади разрушения, прошедшего через осевую зону;

- 1 - 09Г2С, обработанная (SiCa + PЗМ); ( $y = 0,0043x^2 - 0,92x + 76,4$ )  
2 - 09Г2С обычной выплавки; ( $y = 0,0019x^2 - 0,5x + 38,2$ )

Таблица 4 – Расчетные значения структурно-чувствительных характеристик зоны осевой ликвации и основного металла

Марка стали	Механические свойства*		
	$\psi$ , %	KCV <sup>-20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	KCU <sup>-60</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
09Г2С	7,2/38,2	6,2/82,2	4,2/46,5
09Г2С с Са и Се	27,8/76,4	14,5/104,5	12,6/58,6
St 52.3	8,8/36,1	8,8/62,4	6,6/39,8
St 52.3 с Са и Се	24,5/68,4	20,5/86,6	16,9/64,6

\* в числителе – зона осевой ликвации; в знаменателе – основной металл

Из приведенных в табл.4 результатов следует, что осевая ликвационная зона является наиболее ослабленным участком металла (ее свойства могут во много раз отличаться от свойств матрицы), а обработка церием и кальцием позволяет значительно повысить уровень ударной вязкости и относительного сужения в Z-направлении в зоне осевой ликвации при одновременном росте этих характеристик и в основном металле.

Следовательно, образование в осевой зоне горячекатаного листа несплошностей, определяющих резкое снижение механических свойств, обусловлено с одной стороны концентрационно-структурной неоднородностью, вызывающей при охлаждении и прокатке возникновение внутренних плоскостных трещин; с другой – наличием неметаллических включений неблагоприятной морфологии (плоских остроугольных карбонитридов титана и сульфидов марганца), являющихся инициаторами микротрещин критического размера, вызывающих низкоэнергетическое разрушение, идущее по образованным в результате осевой ликвации участкам квазибейнитной и мартенситной структуры. Обработка стали РЗМ и силикокальцием позволила за счет измельчения дендритной структуры и увеличения скорости кристаллизации внешних участков сляба снизить осевую ликвацию фосфора, углерода, азота, титана, марганца, серы и кремния, что способствовало уменьшению загрязненности ликвационной зоны охрупчивающими включениями карбонитридов титана и сульфидов марганца, а также глобуляризации сульфидных и оксидных выделений с образованием мелкодисперсных недеформируемых оксисульфидов церия и кальция. В результате повысилась сплошность металла, существенно (в 2,5-3,0 раза) возросли структурно-чувствительные (ударная вязкость и относительное сужение) свойства в ликвационной зоне толстого листа в направлении толщины проката при одновременном повышении механических характеристик основного металла.

Современные способы выплавки и внепечной обработки стали позволяют существенно снизить содержание в ней газов, серы, фосфора. Однако, их влияние на содержание примесей цветных элементов мало значи-



тельно. Поэтому изучение влияния малых концентраций цветных металлов на структуру и качество толстолистового проката из непрерывнолитой стали представляет значительный интерес. На основе исследования 150 промышленных плавов сталей St.52.3, 09Г2СУ, S355j2G3, A516-70, A572-50, разлитых в КЦ ОАО «МК «Азовсталь», создана база данных, содержащая результаты атомно-адсорбционного анализа по определению Pb, Bi, Sb, Sn, Zn с точностью 0,0001 %, а также результаты отсортировки проката по поверхностным дефектам и дефектам УЗК, значительная часть которых располагается в зоне осевой ликвации. С помощью статистического анализа базы данных рассчитаны и построены аналитические и графические зависимости (рис.5), описывающие влияние малых примесей на уровень отсортировки готовой продукции; на их основе определены максимально допустимые содержания примесей, не оказывающих существенного значения на снижение качества проката.

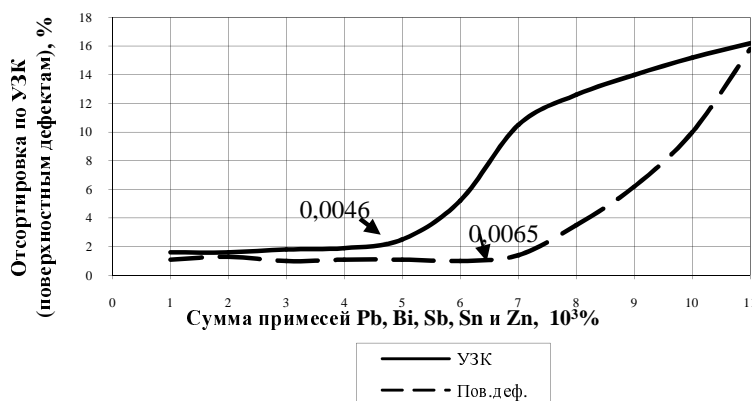


Рисунок 5 - Зависимость уровня отсортировки от общего содержания цветных металлов в исследуемом массиве промышленных плавов

Из анализа результатов статистических исследований следует, что при концентрации суммы примесей: ( $\Sigma$  Bi, Pb, Sb, Sn, Zn  $\leq$  0,0046 %, в том числе Bi  $\leq$  0,0003 %, Pb  $\leq$  0,0004 %, Sb  $\leq$  0,0003 %, Sn  $\leq$  0,0006 %, Zn  $\leq$  0,0030 %) отсортировка по УЗК и поверхностным дефектам минимальна и не зависит от содержания цветных металлов.

При производстве проката из непрерывнолитой стали в ОАО «МК «Азовсталь» в ряде случаев отмечается повышенное дефектообразование, особенно в области зоны осевой ликвации, хотя параметры выплавки и разлива находятся в пределах действующих ТУ и ТИ. Поэтому, представляется целесообразным определение оптимальных значений технологических параметров, обеспечивающие повышение качества литого и катаного металла и, соответственно, снижение уровня отсортировки.

Материалом исследования служили 287 серийных плавов стали класса X52-X70, на основе которых создана база данных, включающая параметры производства и оценки качества непрерывнолитых слябов и катаных листов, а также основные элементы химического состава, их соотношения и содержание водорода. Слябы были прокатаны на лист толщиной 18,0-38,0 мм на стане 3600 по принятой технологии. Для определения оптимальных значений технологических параметров, влияющих на качество готовой продукции (сляб, лист) на основе базы данных были построены графические зависимости (рис.б). Уровень качества оценивался по количеству плавов (в процентах от общего), в которых наблюдаются те или иные виды дефектов в литом или катаном состояниях. Обозначения на рисунках следующие: зачистка слябов по большому радиусу – R; по малому – r; отсортировка по ультразвуковому контролю – УЗК; прокатные пленки/трещины – пр.пл./тр.; температура перегрева расплава в промежуточном ковше МНЛЗ в конце разливки -  $\Delta T_1$ .

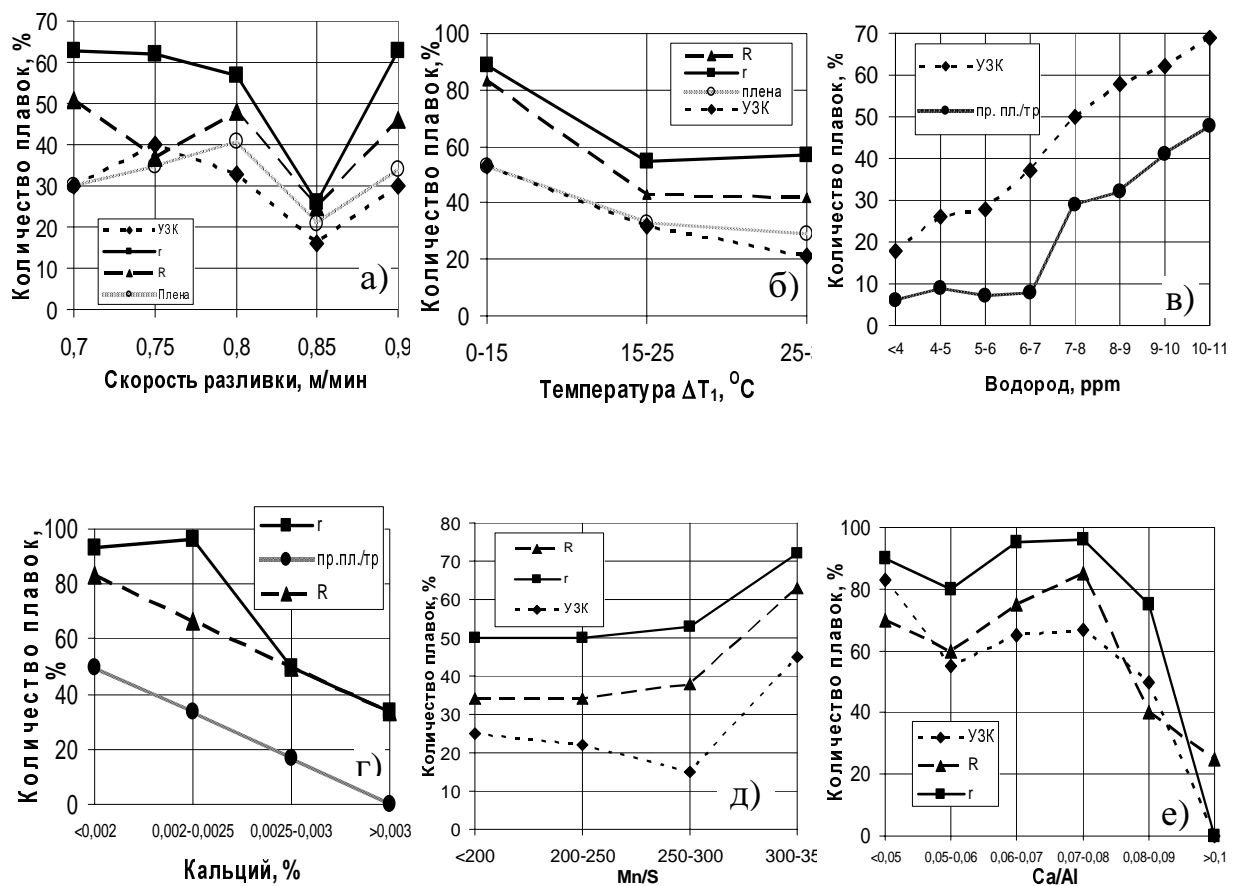


Рисунок 6 - Влияние малых изменений технологических параметров на качество литой и катаной стали

Из анализа графиков (рис.6) следует, что образование дефектов как на слябе (зачистка по R и r), так и на листах (УЗК, плена) существенно зависит от величины скорости разлива на МНЛЗ, причем их минимальное количество наблюдается в плавках, разлитых на скорости 0,85 м/мин (рис.6а). С увеличением температуры перегрева уменьшается как количество зачинок слябов, так и отсортровка по УЗК и пленам (рис.6б). Оптимальная температура перегрева  $\Delta T_1 > 15^\circ\text{C}$  и при ее увеличении до 25-35 $^\circ\text{C}$  качество как литого, так и катаного металла практически не меняется. Водород оказывает заметное влияние на образование дефектов по УЗК и прокатные пленки/трещины лишь при содержании  $\text{H}_2 > 5,0-6,0 \text{ ppm}$  (рис.6в). С увеличением содержания кальция ( $\geq 0,003 \%$ ), в металле уменьшается как отсортровка слябов по прокатным пленкам/трещинам, так и количество зачинок слябов по большому и малому радиусам (рис.6г). На рис.6 (д,е) показана связь отношений  $\text{Mn/S}$  и  $\text{Ca/Al}$  с уровнем качества литой (зачистка по R и r) и катаной (УЗК) стали. На прочие типы дефектов заметного влияния этих параметров не обнаружено. Оптимальной является величина  $\text{Mn/S} = 200-300$ , при увеличении которой наблюдается значительный рост отсортровки листов и зачинок слябов. Концентрация серы, определяемая в соответствии с полученным соотношением по среднему содержанию марганца в массиве исследуемых плавов, не должна превышать 0,006 %. При соотношении  $\text{Ca/Al} > 0,1$  (рис.6,е) количество плавов, в которых отмечены зачистки слябов, и дефекты листов по УЗК существенно снижается; оптимальное содержание кальция, следующее из этого отношения для данного массива плавов составляет  $\geq 0,003 \%$  Ca при средней концентрации алюминия на уровне 0,032 %, что хорошо коррелирует с результатами, изложенными выше (рис.6г).

Таким образом, проведенные исследования показали, что снижение механических свойств проката в Z-направлении обусловлено наличием в зоне осевой ликвации плоских остроугольных выделений  $\text{Ti(CN)}$  и  $\text{MnS}$ , инициирующих образование микротрещин, приводящих к низкоэнергетическому разрушению. Микролегирование стали кальцием и РЗМ в процессе непрерывной разлива путем ввода порошковой проволоки в промковш МНЛЗ снижает осевую ликвацию P, S, C, N, Ti, Mn, Si, что способствует уменьшению загрязненности ликвационной зоны охрупчивающими включениями, а также обеспечивает глобуляризацию сульфидных и оксидных выделений. В результате улучшается сплошность металла, в 2,5-3,0 раза возрастают структурно-чувствительные ( $\psi_z$  и  $\text{KCV}_z$ ) свойства стали в ликвационной зоне в направлении толщины проката при одновременном повышении механических характеристик основного металла. Установлено, что при содержании в стали цветных примесей  $\Sigma(\text{Pb, Sb, Sn, Zn, Bi}) \leq 0,0046 \%$ , уровни отсортровки по УЗК и по поверхностным дефектам ми-

нимальны и не зависят от концентрации цветных металлов. Определены степень и направление влияния ряда основных технологических параметров внепечной обработки и разлива на дефектообразование в стали и установлены их оптимальные значения (скорость разлива на МНЛЗ – 0,85 м/мин; температура перегрева расплава в промежуточном ковше МНЛЗ  $\Delta T_1 > 15^0\text{C}$ ; содержание элементов в стали:  $S < 0,006\%$ ;  $Ca \geq 0,003\%$ ;  $H_2 < 5,0-6,0$  ppm; соотношения  $Mn/S = 200-300$ ;  $Ca/Al > 0,1$ ), обеспечивающие повышение качества и снижение отсортровки литого и катаного металла.

### Литература

1. Структура и свойства в направлении толщины проката непрерывнолитой стали, обработанной SiCa и P3M / И.Л. Бродецкий, А.И.Троцан, В.П. Харчевников и др. // МиТОМ.- 1990.- №10.- С.41-46.
2. Рутес В.С.,Акимова Е.И. Определение скорости кристаллизации литой заготовки по степени развития дендритной структуры / Бюллетень ЦНИИЧМ.- №16 (612).-969.-С.51-55.
3. Пат. 20369 Украина МПК 7 G01 N33/20. Способ определения химического состава и коэффициентов ликвации в осевой зоне металла, полученного методом непрерывного литья / Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С., Троцан А.И. и др. Опубл. 15.01.2007, Бюл. № 1.
4. Яценко А.И., Репина Н.И., Доронкин К.Ю. Концентрационно-структурная неоднородность стали 09Г2ФБ в непрерывнолитых слябах и горячекатаных полосах // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1987.-№ 4. – С.39.
5. Effect of alloying element and cooling rate after annealing on mechanical properties of dual-phase sheet steel / К. Hashiquchi, Т. Kato, М. Nishida. et.al // Steel Technical Report.- 1980. -N 8.- P.70.
6. И.Л. Бродецкий, А.И. Троцан, О.В. Носоченко и др. Исследование влияния содержания водорода и режимов ПФО на качество толстолистового проката // Сталь. – 1996.- №12.- С.28-32.
7. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. – К.: Техника, 1976. – 128 с.
8. Финкель В.М., Елесина О.П., Зайченко В.А. Влияние неметаллических включений на прочность стали // МиТОМ. – 1971.- №4. – С.26.
9. Бельченко Б.И., Губенко С.И. Микронеоднородная деформация стали // Известия АН СССР. Металлы. – 1981. - №4. – С.94.
10. Патент 5206 Украина, МПК 7 G01 N3/30. Способ определения механических свойств металла зоны осевой ликвации / Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Крейденко Ф.С. и др. Опубл.15.02.2005, Бюл. №2.

© Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С.,  
Мельник С.Г., Кислица В.В., Карликова Я.П. 2007