



ISSN 1814-5566 print

ISSN 1993-3517 online

**МЕТАЛЕВІ КОНСТРУКЦІЇ**  
**МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ КОНСТРУКЦИИ**  
**METAL CONSTRUCTIONS**

N2, ТОМ 16 (2010) 113-121

УДК 669.017.16

(10)-0213-1

## **ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНИХ БУДІВЕЛЬНИХ СТАЛЕЙ ПІД ЧАС КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ ТА НАСТУПНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ**

**В. П. Горбатенко, А. В. Лукін**

*Донецький національний технічний університет,*

*вул. Артема, 58, г. Донецьк, Україна, 83000.*

*E-mail: Lykun@mail.ru*

*Отримана 9 квітня 2010; прийнята 23 квітня 2010*

**Анотація.** Досліджені структура та властивості товстолистового прокату з високоміцних будівельних сталей різного складу після контрольованої прокатки. Показано, що зі зниженням температури закінчення деформації спостерігається підвищення показників міцності, при цьому спостерігається підвищення ступеня смугастості структури. Описано механізм утворення смугастої структури в сталях під час низькотемпературної контрольованої прокатки. Показано, що причиною структурної смугастості є "ліквация обробки" — специфічна хімічна неоднорідність, яка була сформована під час прокатки при температурах, нижчих за температурний поріг рекристалізації. Встановлено, що смугаста структура в сталях контрольованої прокатки може зберігатися при наступній термічній обробці. Досліджено процес аустенітизації сталі з ферито-перлітною смугастістю. Визначено, що при нагріванні до 900 °С в аустеніті зберігається "ліквация обробки", яка проявляє себе у вигляді смуг підвищеної травимості, які розташовані на місці попередніх перлітних смуг.

**Ключові слова:** високоміцні будівельні сталі, надійність, контрольована прокатка, структуроутворення, смугаста структура, однорідність, механічні властивості, термічна обробка, аустенітизація.

## **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

**В. П. Горбатенко, А. В. Лукин**

*Донецкий национальный технический университет,*

*ул. Артема, 58, г. Донецк, Украина, 83000.*

*E-mail: Lykun@mail.ru*

*Получена 9 апреля 2010; принята 23 апреля 2010*

**Аннотация.** Изучены структура и свойства толстолистового проката из высокопрочных строительных сталей разного состава после контролируемой прокатки. Показано, что с понижением температуры окончания деформации наблюдается повышение показателей прочностных свойств, при этом наблюдается увеличение степени полосчатости структуры. Описан механизм образования полосчатой структуры при низкотемпературной контролируемой прокатке. Показано, что причиной структурной полосчатости является "ликвация обработки" — специфическая химическая неоднородность, сформированная в процессе прокатки при температурах ниже температурного порога рекристаллизации. Установлено, что полосчатая структура в сталях контролируемой прокатки может сохраняться при последующих режимах термической обработки. Изучен процесс аустенитизации стали

с феррито-перлитной полосчатостью. Определено, что при нагреве до 900 °С в аустените сохраняется "ликвация обработки", проявляющаяся в виде полос повышенной травимости, расположенных на месте бывших перлитных полос.

**Ключевые слова:** высокопрочные строительные стали, надежность, контролируемая прокатка, структурообразование, полосчатая структура, однородность, механические свойства, термическая обработка, аустенитизация.

## SPECIFICS OF STRUCTURAL IRON STRUCTURE FORMATION AT THE CONTROLLED ROLLING AND THERMAL AFTERTREATMENT

V. P. Gorbatenko, A. V. Lukin

*Donetsk National Technical University,  
58, Artema Str., Donetsk, Ukraine, 83000.  
E-mail: Lykun@mail.ru*

*Received 9 April 2010; accepted 23 April 2010*

**Abstract.** The structure and properties of plate rolled high-strength structural steel of different composition were studied after the controlled rolling. There is shown that a decrease of temperature of the deformation completion leads to an increase of strength properties, an increase of the structure streaking degree being observed thereat. There is described a mechanism of the structure streaking formation at a low-temperature controlled rolling. It is shown that the reason of the structure streaking is "treatment liquation" — a specific chemical inhomogeneity formed in the process of rolling at the temperatures lower than the temperature recrystallized threshold. It has been found out that a dark streak pattern in steels after the controlled rolling can remain at further production modes. There has been studied the process of austenitizing steel with a ferrite-pearlitic streaking. It was determined that in heating up to 900°C austenite still has "treatment liquation" preserved which becomes apparent in the form of streaks of a higher etching, these streaks being located at the place of the previous perlitic streaks.

**Keywords:** high-strength structural steels, reliability, controlled rolling structure formation, dark streak pattern, homogeneity, mechanical properties, thermal treatment, austenitizing.

Толстолистовой прокат из высокопрочных малаперлитных строительных сталей, микролегированных сильными карбидообразующими элементами, является широко распространенным конструкционным материалов и интенсивно используется при изготовлении труб большого диаметра для магистральных газо- и нефтепроводов, а также при строительстве мостов, зданий и сооружений ответственного назначения [1, 2]. Контролируемая прокатка обеспечивает высокий уровень свойств, требуемый от сталей данного класса, однако наличие структурной неоднородности в виде феррито-перлитной полосчатости снижает однородность свойств готовых листов [3]. Анизотропия механических свойств сталей контролируемой прокатки выражается в понижении показате-

лей прочностных и пластических свойств в направлении, отличном от направления прокатки, при этом максимальное различие наблюдается в направлении перпендикуляра к плоскости листа (Z-направление) [4]. Наибольшее влияние структурная неоднородность оказывает на ударную вязкость, так как эта характеристика стали является наиболее структурночувствительной [5, 6].

Анизотропия механических свойств толстолистового проката, произведенного по технологии контролируемой прокатки, существенно ограничивает применение высокопрочных строительных сталей в строительстве ответственных объектов типа высотных зданий или длинномерных мостов [7]. При эксплуатации металлических конструкций, работающих в

условиях динамических нагрузок с большими изгибающими моментами, низкие механические свойства в направлении, перпендикулярном плоскости листа, могут привести к расслоению металла и разрушению конструкции [8].

Дополнительное повышение комплекса механических свойств малоперлитных строительных сталей можно обеспечить проведением дополнительной термической обработки, а именно закалки с высоким отпуском [9, 10]. Однако структурная неоднородность в виде феррито-перлитной полосчатости, сформированная в процессе контролируемой прокатки, оказывает существенное влияние на процессы структурообразования как при аустенитизации стали в процессе нагрева под закалку, так и при последующем распаде переохлажденного аустенита. При этом в случае распада аустенита по диффузионному механизму наблюдается эффект восстановления феррито-перлитной полосчатости [11, 12].

Таким образом, изучение причин и условий образования полосчатой структуры в высокопрочных строительных сталях контролируемой прокатки как непосредственно после деформации, так и в процессе последующей тер-

мической обработки является важной материаловедческой задачей, решение которой будет способствовать повышению однородности структуры и свойств толстых листов.

Исследования выполнены на сталях трубного сортамента повышенной и высокой прочности марок 10Г2ФБ, 13Г1С-У, Х70, Х65 разных производителей, прокатанных в листы по технологии контролируемой прокатки из непрерывнолитых слябов. Образцы толстолистового проката стали 10Г2ФБ со структурной неоднородностью в виде феррито-перлитной полосчатости подвергали отжигу при температурах 1000, 1050, 1150 и 1200°С с временем выдержки 20 и 120 мин с последующим охлаждением с печью. Также проводили сравнительный анализ структуры фиксированного участка образца, вырезанного из толстого листа стали 10Г2ФБ в исходном состоянии после контролируемой прокатки, а также после его последующей закалки в воде от 900°С.

В таблице 1 приведен химический состав, а в таблице 2 — результаты механических испытаний исследуемых сталей.

На рисунке 1 приведены микроструктуры исследуемых сталей с близким уровнем прочности

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, % масс.

№ состава	Марка стали	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Al	N <sub>2</sub>	Ca
1	Х70	0,12	1,57	0,32	0,002	0,017	0,007	0,046	0,013	0,030	0,007	0,002
2	Х70	0,08	1,62	0,27	0,004	0,015	0,078	0,041	0,016	0,036	0,006	0,005
3	10Г2ФБ	0,11	1,62	0,24	0,006	0,013	0,105	0,024	0,018	0,028	0,007	0,007
4	13Г1С-У	0,15	1,43	0,50	0,004	0,017	0,008	0,006	0,028	0,031	0,006	0,002

Таблица 2. Механические свойства исследованных сталей по результатам испытаний поперечных образцов.

№ состава	Марка стали	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_2$ , %	КCV, Дж/см <sup>2</sup> , при температуре испытаний, °С		
					+ 20	-20	- 60
1	Х70	597±7	494±9	39±0,4	327±8	289±10	154±23
2	Х70	615±7	545±5	40±0,2	255±4	230±8	146±12
3	10Г2ФБ	668±10	568±7	36±0,3	167±7	144±6	68±9
4	13Г1С-У	571±4	463±8	42±0,6	132±12	132±8	46±16

(табл. 2), деформированных по различным температурным режимам: сталь X70 (состав 1) после контролируемой прокатки с ее завершением при температуре не ниже 750 °С и ускоренного охлаждения; сталь X70 (состав 2) после контролируемой прокатки с ее завершением при 730...740°С; сталь 10Г2ФБ после контролируемой прокатки с ее завершением при 710...715°С; а также сталь 13Г1С-У после контролируемой прокатки с ее завершением при 725...735°С; листы составов №№ 2–4 охлаждали на воздухе.

Контролируемая прокатка листов обеспечивает получение достаточно высокого комплекса свойств исследованных сталей, при этом показатели прочностных и пластических свойств несколько превышают требования, а уровень показателей ударной вязкости некоторых сталей выше более чем в два раза. Также необходимо отметить, что прочностные характеристики сталей близкого химического состава возрастают при снижении температуры прокатки в чистовой клети. Однако при этом увеличивается степень развития структурной полосчатости, что способствует усилению анизотропии свойств, прежде всего показателей ударной вязкости (табл. 3).

В качестве причины формирования полосчатой структуры при прокатке рассматривают технологическую схему деформации. По одним данным в толстолистовом прокате после черновой стадии обработки при подстуживании в стали происходит сильный рост зерна (до 50–60 мкм). Распад крупнозернистого аустенита с образованием феррито-перлитной структуры происходит путем зарождения ферритных зерен на гра-

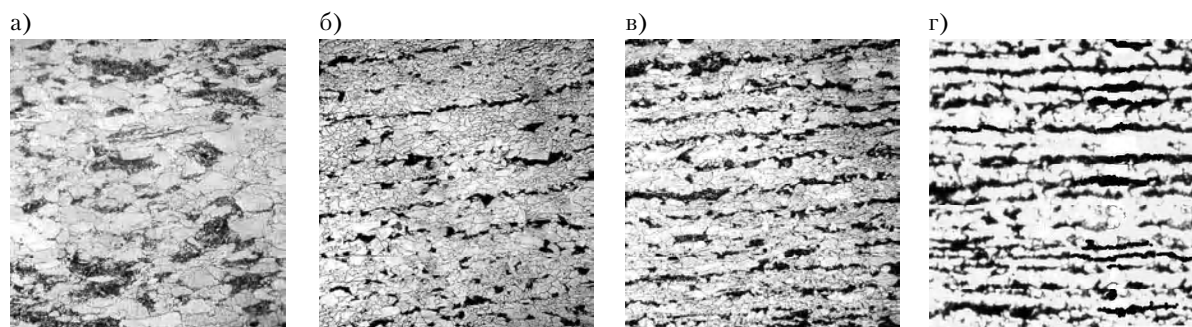
ницах аустенита с последующим их ростом и оттеснением углерода вглубь зерна. В результате прокатки в чистовой клети стана эти высокоуглеродистые участки аустенита вытягиваются в эллипсоиды и при последующем диффузионном распаде образуют перлитные полосы [4].

Хотя в литературе имеются сведения об аномальном росте зерна аустенита при замедленном охлаждении, данная теория не объясняет причин формирования крупнозернистого аустенита в стали, легированной сильными карбидообразующими элементами с весьма высокой температурой рекристаллизации. Также невозможно объяснить формирование сплошных полос феррита и перлита, протяженность которых в некоторых случаях доходит до нескольких миллиметров.

Формирование структуры с высокой степенью развития феррито-перлитной полосчатости можно объяснить, используя положения теории пластической деформации поликристаллических тел.

Исходя из традиционных представлений о зарождении кристаллов новой фазы в процессе полиморфного превращения, зародыши феррита при диффузионном распаде аустенита в первую очередь будут образовываться в зонах с наибольшей степенью несовершенства строения, которыми являются границы раздела кристаллитов и фаз.

В деформируемом металле при достижении определенной степени обжатия в процессе деформации при температурах ниже температурного порога рекристаллизации возникает текстура деформации, т.е. ориентированная струк-



**Рис. 1.** Микроструктура трубных сталей с различной степенью развития структурной полосчатости в порядке ее возрастания;  $\times 500$ : а) сталь X70 (состав 1); б) сталь X70 (состав 2); в) сталь 10Г2ФБ; г) сталь 13Г1С-У.

тура, в которой практически все кристаллиты ориентированы благоприятно по отношению к скальвающим напряжениям.

Такая текстурированность кристаллов металла способствует образованию полосчатой структуры, в которой протяженность полос перлита по завершении диффузионного превращения аустенита может превышать таковую, прогнозируемую исходя из среднего и даже максимального размера деформированного зерна  $\gamma$  – фазы.

Исходя из дислокационной модели строения границ, логично предположить, что при высоких степенях деформации при температурах, когда рекристаллизация существенно затруднена, границы зерен в местах их контакта в направлении течения металла трансформируются из высокоугловых в среднеугловые и даже малоугловые с возможностью их "рассыпания" на отдельных участках. Это должно затруднять процесс зарождения кристаллов новой фазы в этих местах в ходе как полиморфного превращения аустенита в феррит, так и выделения избыточных карбидов, карбонитридов или нитридов.

Поэтому в случае распада аустенита с высокой степенью развития текстуры деформации, особенно когда его зерна приобретают форму волокон, зарождение феррита в процессе полиморфного превращения будет происходить преимущественно в приграничных объемах у поверхности, перпендикулярной направлению приложения деформирующей нагрузки. В местах же контакта зерен в направлении течения металла вероятность зарождения кристаллов феррита будет небольшой. Поэтому

фронт полиморфного превращения аустенита в феррит будет распространяться прежде всего от поверхностей раздела, параллельных или почти параллельных плоскости листа, в направлении центральной зоны зерна, формируя к моменту начала перлитного превращения структуру, состоящую из полос феррита и остатков деформированных аустенитных зерен с высокой концентрацией углерода, имеющих форму, близкую к эллипсоидальной. В отсутствии условий для эффективного развития процессов зарождения кристаллов феррита в местах контактов таких непревратившихся микрообъемов аустенита будут формироваться достаточно протяженные (как бы слившиеся воедино) полосы высокоуглеродистого аустенита, длина которых в направлении течения металла будет возрастать с увеличением степени деформации от нескольких до десятков ( $\mu$ , возможно, и сотен) размеров исходного аустенитного зерна в этом направлении.

Результатом развития эвтектоидного превращения в таком случае будет образование в направлении течения металла полос перлита большой протяженности (рис. 1, б-г).

Таким образом, основной причиной формирования полосчатой структуры с большой протяженностью полос феррита и перлита следует считать распад нерекристаллизованного либо частично рекристаллизованного аустенита. Чем выше суммарная степень деформации аустенита в области температур, в которой его рекристаллизация становится невозможной, либо существенно тормозится и, соответственно, чем выше степень вытянутости его зерен в

**Таблица 3.** Коэффициенты анизотропии (K) показателей ударной вязкости исследованных сталей в зависимости от температуры испытаний.

№ состава	Марка стали	K <sub>KCV</sub> при температуре испытаний, °C			K <sub>KCU</sub> при температуре испытаний, °C		
		+ 20	- 20	- 60	+ 20	- 20	- 60
1	X70	1,09	1,23	2,30	1,01	1,03	1,17
2	X70	1,40	1,47	1,83	1,20	1,24	1,38
3	10Г2ФБ	1,59	1,83	2,19	1,36	1,42	1,53
4	13Г1С-У	1,63	2,02	4,60	1,46	1,61	1,84

Примечание: коэффициент анизотропии K – отношение соответствующей характеристики ударной вязкости (KCV–K<sub>KCV</sub>, KCU–K<sub>KCU</sub>) при испытаниях продольных образцов к таковой при испытаниях поперечных образцов; на каждую "точку" испытания не менее 6 образцов.

направлении течения металла, тем более протяженными будут сплошные полосы перлита и феррита после завершения перлитного превращения.

Следовательно, в процессе контролируемой прокатки при температурах ниже температурного порога рекристаллизации создаются условия для разделения металла на протяженные слои, существенно различающиеся по химическому составу. В металле формируется специфическая химическая неоднородность, которую можно назвать "ликвация обработки".

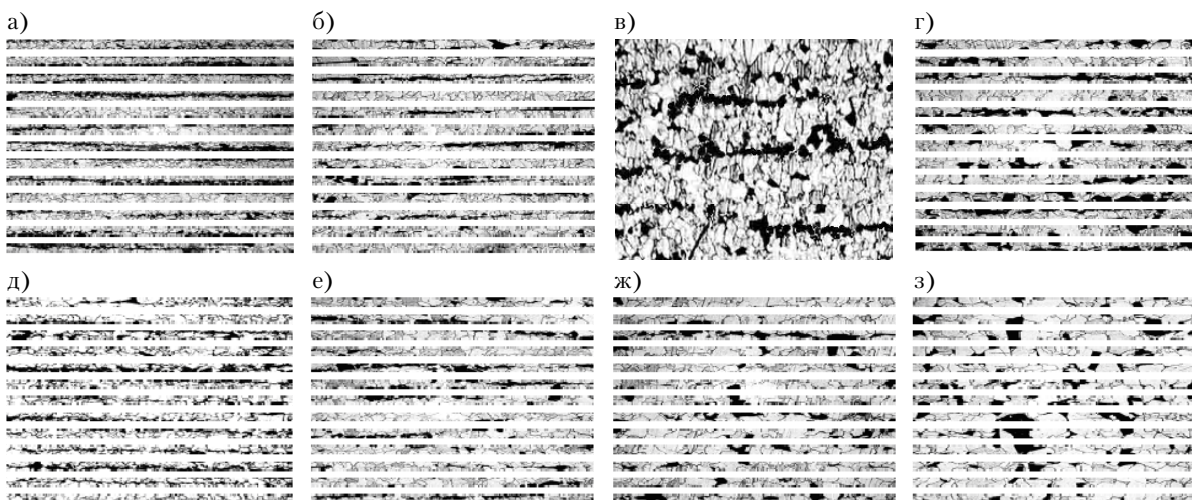
Следует отметить, что неоднородность структуры, вызванная формированием в стали в процессе прокатки "ликвации обработки" может определенным образом восстанавливаться при последующей термической обработке с полной фазовой рекристаллизацией.

Проведенные исследования показали, что один, два и даже три цикла нормализации существенно не изменяют полосчатость структуры. Лишь только проведение нормализации после предшествующего полного отжига уменьшает степень полосчатости. Однако при этом существенно снижается твердость стали [6].

Повышение температуры отжига и продолжительности аустенитизации также могут не обеспечить устранение структурной неоднородности сталей контролируемой прокатки. Так, для стали 10Г2ФБ после контролируемой прокатки проводили отжиг при температурах

1000—1200 °С. Независимо от температуры нагрева образование перлита при диффузионном распаде аустенита происходит в виде сплошных протяженных полос (рис. 2). Ширина полос и расстояние между ними при всех реализованных температурах нагрева изменяются мало.

Увеличение длительности выдержки при температуре аустенитизации до 120 мин практически не оказывает влияния на структурную неоднородность при температурах отжига 1000 и 1050 °С (рис. 2, д, е). Наблюдается лишь некоторое увеличение толщины ферритных полос и размера зерен феррита по сравнению с меньшей длительностью выдержки при аустенитизации. При нагреве до 1150 °С происходит значительное укрупнение зерен феррита и рост толщины ферритных полос. Также наблюдается частичное дробление участков перлита, однако по-прежнему в структуре присутствует большое количество перлитных полос. Длительная выдержка при 1200 °С способствует существенному снижению степени структурной неоднородности, сформированной в процессе термомеханической обработки по контролируемому режимам. В результате продолжительного высокотемпературного нагрева в стали 10Г2ФБ формируется структура, состоящая из относительно крупных зерен феррита и отдельных участков перлита размером от 10 до 40-50 мкм (рис. 2, з).



**Рис. 2.** Микроструктура стали 10Г2ФБ, отожженной от различных температур с временем выдержки 20 мин (а, б, в, г) и 120 мин (д, е, ж, з);  $\times 250$ : а, д)  $T_{\text{нагр}} = 1000^\circ\text{C}$ ; б, е)  $T_{\text{нагр}} = 1050^\circ\text{C}$ ; в, ж)  $T_{\text{нагр}} = 1150^\circ\text{C}$ ; г, з)  $T_{\text{нагр}} = 1200^\circ\text{C}$ .

Распределение перлитных участков в структуре образца носит произвольный неупорядоченный характер. Ярко выраженная перлитная полосчатость отсутствует. Однако тщательный анализ структуры стали 10Г2ФБ по сечению образца от поверхности к центру показал, что даже после отжига при  $1200^{\circ}\text{C}$  в течении 120 мин структурная неоднородность в определенной мере сохраняется. Она проявляется в чередовании зон с повышенным и пониженным содержанием перлита в структуре.

Подтверждением возможности наследственного восстановления структурной неоднородности, обусловленной возникновением "ликвации обработки", могут служить результаты, полученные нами при анализе данных сопоставительной деформации образцов, вырезанных из непрерывнолитого сляба и листа после контролируемой прокатки [13].

Было установлено, что в стали 10Г2ФБ после предварительной контролируемой прокатки, вызывающей формирование полосчатой структуры, феррито-перлитная полосчатость близкой конфигурации возникает и после повторной горячей прокатки как при высоких ( $1100...1150^{\circ}\text{C}$ ), так и при пониженных ( $900...950^{\circ}\text{C}$ ) температурах. В исходной же литой стали того же состава как высокотемпературная прокатка, так и низкотемпературная деформация со степенями обжатия до 30% не вызывали образование феррито-перлитной полосчатости. Лишь в результате прокатки при  $900-950^{\circ}\text{C}$  со степенью обжатия около 60% в исходных литых образцах формировалась слабо-выраженная полосчатость.

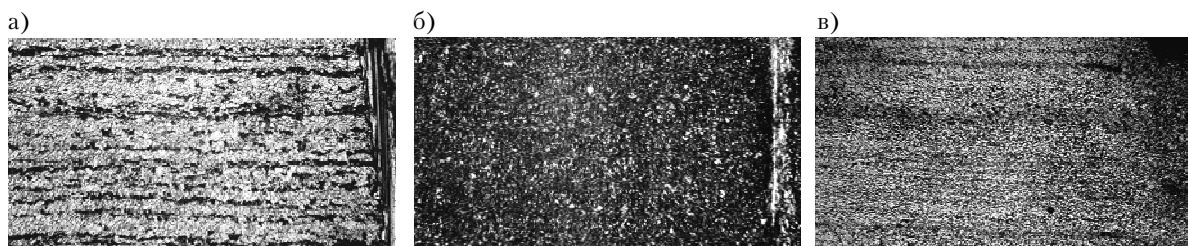
Анализируя полученные результаты, можно предположить, что химическая неоднородность, вызванная формированием в стали "лик-

вации обработки" в процессе контролируемой прокатки при пониженных температурах, сохраняется и в аустените в процессе последующего нагрева.

Подтверждением предположенной гипотезы о сохранении негомогенности аустенита в процессе аустенитизации может служить тот факт, что в результате закалки стали как от  $1000^{\circ}\text{C}$ , так и от  $1150^{\circ}\text{C}$  на поверхности микрошлифов после травления обнаруживаются чередующиеся полосы разной травимости с различной твердостью, расположение которых в значительной мере повторяет расположение полос перлита и феррита в исходном состоянии. Так, в стали 10Г2ФБ после закалки значения микротвердости в темнотравящихся полосах изменялись в пределах  $5780-6170\text{ Н/мм}^2$ , а в более широких светлых полосах — в пределах  $4440-4920\text{ Н/мм}^2$ .

Для выяснения причин формирования неоднородности аустенита проводили изучение процесса аустенитизации низкоуглеродистой строительной стали со структурой, характеризующейся развитой феррито-перлитной полосчатостью. Для этого образцы толстолистового проката стали 10Г2ФБ нагревали до температуры  $900^{\circ}\text{C}$  с последующей фиксацией структурного состояния ускоренным охлаждением в воде. Структурные изменения, происходящие в стали при данной температуре нагрева, сравнивали с исходной структурой стали путем фотографирования выделенного участка на образце до и после термической обработки. Фотографированию подлежал участок размером  $3 \times 0,5\text{ мм}$  с шагом  $0,4\text{ мм}$ .

На рисунке 3 приведены микроструктуры фиксированного участка образца в исходном состоянии и после закалки.



**Рис. 3.** Сталь 10Г2ФБ после контролируемой прокатки (а) и после закалки от  $900^{\circ}\text{C}$ ;  $\times 250$  а, б) травление в 4 % растворе  $\text{HNO}_3$ ; в) травление в растворе пикриновой кислоты.



Результаты микроструктурного анализа с травлением в растворе азотной кислоты показали, что после закалки в воде от 900 °С структура стали 10Г2ФБ состоит из продуктов бездиффузионного распада аустенита и небольшого количества остаточного феррита, что указывает на практически полное завершение процесса аустенитизации при данной температуре (рис. 3, б). Травление же в растворе пикриновой кислоты выявляет в структуре участки повышенной травимости (рис. 3, в). Данные участки имеют протяженную форму в виде строчек и их расположение практически полностью совпадает с местами расположения перлитных полос, наблюдаемых на данном участке образца в исходном состоянии после контролируемой прокатки (рис. 3, а).

Полосы повышенной травимости в структуре закаленной стали, очевидно, указывают на наличие химической неоднородности, которую можно объяснить следующим образом. Начальные этапы аустенитизации при нагреве выше температуры точки  $A_{c1}$  протекают на местах расположения перлитных участков, а затем на границах и субграницах ферритных зерен. Таким образом, в структуре стали контролируемой прокатки с полосчатой структурой в процессе аустенитизации сначала образуются протяженные участки высокоуглеродистого аустенита на месте бывших перлитных полос, а затем образуется аустенит на месте ферритных участков с гораздо меньшим содержанием углерода. При этом, очевидно, такое неравновесное состояние аустенита оказывается относительно устойчивым в течение достаточно длительного времени, по крайней мере, в пределах реализованной в эксперименте продолжительности выдержки при выбранной температуре аустенитизации, соответствующей рекомендованным для таких сталей параметрам термической обработки.

Таким образом "ликвация обработки", сформированная в результате контролируемой прокатки при пониженных температурах, сохраняется в процессе полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  — превращения при последующем нагреве в аустенитную область. Соответственно, в результате диффузионного распада такого неомогенного аустенита при последующем охлаждении наблюдается как бы "восстановление" феррито-перлитной полосчатости.

## Выводы

1. Изучены структура и свойства толстолистового проката из высокопрочных строительных сталей разного состава после контролируемой прокатки. Показано, что причиной формирования полосчатой структуры является "ликвация обработки" — специфическая химическая неоднородность, сформированная в процессе деформации при температурах ниже температурного порога рекристаллизации.
2. Структурная неоднородность высокопрочных строительных сталей, сформированная при деформации по режимам контролируемой прокатки, не устраняется традиционной термической обработкой. Повышение температуры нагрева и увеличение длительности выдержки при температуре аустенитизации также не устраняют структурную неоднородность.
3. Установлено, что "ликвация обработки" сохраняется в процессе полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  — превращения при последующем нагреве и проявляется в структуре закаленной стали в виде полос повышенной травимости, расположенных на месте бывших перлитных участков

## Литература

1. Влияние режимов контролируемой прокатки на структуру и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин и др. // Строительские, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 48 ч. 1. — Дн-вск.: ПГАСА, 2009. — С. 237-242.
2. Качество толстого листа категории Х60 из стали, микролегированной ванадием / Л.А. Смирнов, Б.З. Беленький, С.К. Носов, В.А. Ровнушкин и др. // Сталь. — 2004. — №2. — С. 44-47.
3. О температурной зависимости степени чувствительности сталей к контролируемой прокатке к типу концентраторов напряжений при динамических испытаниях / В.П. Горбатенко, В.М. Дорохин, В.В. Бурховецкий, В.Г. Коарев, В.В. Горбатенко // В кн. Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія "Металургія". Вип. 102. — Донецьк: ДНТУ, 2005. — С. 168-177.
4. Особенности формирования перлитной полосчатости в толстолистовой стали 10Г2ФБ / Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютерев И.А., Хоменко Ю.И. // Металознавство та терм. Обробка



- металів: Науков. та інформ. Бюл. ПДАБтаА. -Дн-вськ. —2005, №1. —С. 1-10.
5. Матросов Ю.И., Носоченко А.О., Ганошенко И.В., Володарский В.В. Качественные характеристики малоперлитной стали 08Г1Б для газопроводных труб большого диаметра // *Сталь*. — 2002.— №12.— С. 55-59.
  6. Development of Industrial Production of Ultrafine Grained Steel in Tandem Hot Strip Mill / Kurahashi R., Nakamura K., Morimoto T. // *La Revue de Metallurgie-CIT*. 2005. 102. №4. — P. 271-283.
  7. О причинах анизотропии механических свойств стали типа 10Г2ФБ / Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютерев И.А. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов.*— Вып. 45. Ч. 4 — Дн-вск.: ПГАСА, 2008. — С. 49-55.
  8. Crystallographic Texture as a Means for Controlling the Rolling Process of Low-Carbon Sheet Steel. By: Egiz, I. V.; Shamrai, V. F. *Metal Science & Heat Treatment*, Jan/Feb2003, Vol. 45 Issue 1/2, PP. 35-38.
  9. Исследование структуры и свойств стали 09Г2ФБ после дополнительной упрочняющей термической обработки / Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Лауин Д.В., Куксенко В.И. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов.* — Вып. 36. Ч.2. — Дн-вск.: ПГАСА, 2006. — С. 55-69.
  10. Hulka K., Gray J.M., Heisterkamp F. High temperature thermomechanical processing of pipe steel - technical basis and production experience // *Pipeline Technology*. 2000. V. II. PP. 291-306.
  11. Вплив контрольованої прокатки та подальшої термічної обробки на структуру та властивості сталі 13Г1С-У / Горбатенко В.П., Лукін О.В., Гриненко Д.В. // *Вісник ДонНАБА Матеріали VI міжнародної наукової конференції молодих вчених, аспірантів і студентів*. — Вип. 2007-4(66). — Макіївка: ДонНАСА, 2007 — С. 56-59
  12. Изменение параметра решетки феррита при устранении перлитной полосчатости в стали 10Г2ФБ / Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютерев И.А., Спильник А.Я. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов.* — Вып. 36. Ч. 3. — Дн-вск.: ПГАСА, 2006. — С. 153-162.
  13. Наследственное влияние структуры контролируемой прокатки на структуру и свойства стали 10Г2ФБ при последующей деформационно-термической обработке / Горбатенко В.П., Лукин А.В., Митьев А.П. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов.* — Вып. 45. Ч. 1 — Дн-вск.: ПГАСА, 2008. — С. 77-82.

**Горбатенко Володимир Петрович** — доктор технічних наук, професор кафедри “Фізичне матеріалознавство” Донецького національного технічного університету. Наукові інтереси: структурна спадковість, термомеханічна обробка, фазові перетворення, леговані сталі, дисперсійне зміцнення.

**Лукін Олександр Володимирович** — асистент кафедри “Фізичне матеріалознавство” Донецького національного технічного університету. Наукові інтереси: структурна спадковість, термомеханічна обробка, фазові перетворення.

**Горбатенко Владимир Петрович** — доктор технических наук, профессор кафедры “Физическое материаловедение” Донецкого национального технического университета. Научные интересы: структурная наследственность, термомеханическая обработка, фазовые превращения, легированные стали, дисперсионное упрочнение.

**Лукин Александр Владимирович** — асистент кафедри “Фізичне матеріалознавство” Донецького національного технічного університету. Наукові інтереси: структурна спадковість, термомеханічна обробка, фазові перетворення.

**Gorbatenko Vladimir Petrovich** — Dr. Sc. (Eng.), professor of the department of physical materials science of Donetsk National Technical University. Scientific interests: structural heredity, thermal treatment, phase transformations, steel alloying, precipitation strengthening.

**Lukin Alexandr Vladimirovich** — an assistant professor of the department of physical materials science of Donetsk National Technical University. Scientific interests: structural heredity, thermal treatment, phase transformations.