

**В.Л.Плюта, А.М.Нестеренко, Г.В.Левченко, С.А.Воробей, В.А.Головко**

## **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЛИСТОВЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

*Институт черной металлургии НАН Украины*

Исследованы структура и распределения легирующих элементов между структурными составляющими листовой низколегированной стали 14Г2. Показано, что термическая обработка с выдержкой в межкритическом интервале температур (МКИТ) позволяет достичь в стали 14Г2 показатели механических свойств на уровне класса прочности 390 по ГОСТ 19281 без применения операций закалки с отдельного нагрева и отпуска. МКИТ может быть рекомендованы для создания сквозных энергоэкономных технологий термической обработки листовой стали.

**Ключевые слова:** листовая низколегированная сталь 14Г2, выдержка в межкритическом интервале температур, структура, распределение легирующих элементов

**Состояние вопроса.** Выдержка в межкритическом интервале температур (МКИТ) используется при закалке, нормализации и отжиге углеродистых, низколегированных и легированных сталей [1,2]. В частности, технологические режимы ускоренного охлаждения из МКИТ металлопроката из низколегированных сталей позволили получить новый класс перспективных материалов - двухфазные феррито-мартенситные стали (ДФМС), нашедшие применение для изготовления высокопрочной проволоки и крепёжных изделий, магистральных трубопроводов, строительных конструкций, других изделий ответственного назначения [1,2].

Распределение углерода, легирующих элементов и примесей между ферритом и аустенитом в МКИТ оказывает решающее влияние на формирование рекристаллизационной структуры феррита, на объемную долю и строение образующейся при превращении аустенита упрочняющей мартенсито-бейнитной фазы и на свойства ДФМС в целом. Для массово применяемых низколегированных сталей имеющиеся экспериментальные данные о закономерностях распределения углерода и легирующих элементов между ферритом и аустенитом при термической обработке в МКИТ в большей части работ по проблематике ДФМС весьма отрывочны и, как правило, не систематизированы [2].

**Цель исследования.** Представляет значительный интерес проведение такого рода исследования применительно к марганцовистым (09Г2, 09Г2Д, 10Г2, 08ГЮТ) и кремнемарганцовистым (09Г2С, 08ГСЮТ(Ф)) сталям массового назначения.

**Изложение основных результатов исследования.** Исследовали горячекатаные (г/к) листовые (толщ. 2,0-3,0 мм) стали марок 09Г2Д, 09Г2С, 08ГСЮТ, 08ГСЮФ, 08ГЮТ. Химический состав сталей приведен в табл. 1. Изучение структуры сталей проводили методом оптической и растровой электронной микроскопии. Распределение элементов в структурных составляющих анализировали с помощью микрозонда на рентгеновских микроанализаторах МС-46 «Камека» и «Камебакс».

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

Марка стали	Толщина проката, мм	Массовая доля элементов, %*1								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V
09Г2Д	2,0	0,10*2	1,60	0,29	0,044	0,058	0,063	0,011	-	-
		0,15	1,58	0,30	0,044	0,058	0,065	0,009		
09Г2С	2,5	0,11	1,38	0,73	0,030	0,040	0,032	0,012	-	-
08ГСЮТ	3,0	0,07	0,82	0,38	0,032	0,025	0,020	0,052	0,06	-
08ГСЮФ	3,0	0,06	0,87	0,40	0,028	0,030	0,025	0,040	-	0,05
08ГЮТ*3	2,8	0,07	0,92	0,42	0,030	0,040	0,080	0,070	0,05	-

Примечания. 1. Содержание серы и фосфора в сталях находилось в пределах 0,015-0,028 %. 2. Числитель - поверхностная, знаменатель - средняя зона по сечению проката. 3. Сталь-аналог 08ГСЮТ с пониженным (0,2-0,4 %) содержанием Si, производимая на ОАО «Запорожсталь» по ТУ 14-15-347-94. Согласно ТУ 14-1-3764-84 содержание Si в стали 08ГСЮТ несколько выше (0,3-0,6 %).

Для обеспечения равномерного распределения элементов по объему образцов исследуемых сталей предварительно проводили длительный отжиг (выдержка 12 ч.) при 700<sup>0</sup>С температуре в вакуумированных кварцевых ампулах. Обработку сталей 09Г2Д, 09Г2С, 08ГСЮТ, 08ГЮТ, 08ГСЮФ на двухфазную феррито-мартенситную структуру осуществляли по режимам, приведенным в табл. 2.

Таблица 2. Режимы термической обработки исследованных сталей

Режим охлаждения	1	2	3
Длительность выдержки в МКИТ при 750 °С, мин.	60	15	15
Вид охлаждения	в масляную ванну	- // -	воздушн ой струей

Произведенные по полученным кривым охлаждения расчеты показали, что для опробованных вариантов охлаждения скорость ( $V_{\text{охл.}}$ ) в

интервалах температур от 800-760<sup>0</sup>С до 400<sup>0</sup>С (с учетом выделившейся скрытой теплоты фазовых превращений в нижней части указанных интервалов) для исследованных образцов низколегированных сталей в толщинах 2,0-3,0 мм. составила:  $V_{\text{охл.}} = 70-100, 5,9-6,3$  и  $2,2-2,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , соответственно, для охлаждения в масляную ванну, воздушной струёй и на спокойном воздухе

Из рис.1 следует, что мартенситная фаза г/к стали 08ГСЮТ после термической обработки по режиму 1 (табл. 2) имеет повышенную концентрацию марганца, алюминия и хрома, о чем свидетельствуют отчетливо выраженные максимумы на кривых распределения интенсивности характеристического  $K_{\alpha}$ -излучения названных элементов. Титан (рис.1), никель и кремний (кривые для этих элементов не приведены

На рис.1, во избежание многочисленных наложений на кривые, другие элементы распределяются между ферритом и мартенситом равномерно. Такой же характер распределения элементов после обработки по режиму 1 свойственен сталям 08ГСЮФ и 08ГЮТ. Однако, как установлено точечным методом на установке МС-46 «Камека», при наборе не менее 50 значений для ферритной матрицы и такого же количества значений для участков мартенсита, в отличие от равномерно распределяющегося титана в сталях 08ГСЮТ и 08ГЮТ, ванадий в стали 08ГСЮФ сегрегируется преимущественно в мартенситной фазе.

Для мартенситной фазы г/к стали 09Г2Д, полученной в результате обработки по режиму 1, характерна повышенная концентрация марганца и хрома. Количественные расчеты показали, что содержание марганца в мартенситной фазе стали 09Г2Д составляет  $2,13 + 0,11$  %, а в феррите -  $1,56 + 0,02$  %. Распределение никеля и кремния между ферритом и мартенситной фазой стали 09Г2Д является равномерным. Тем же точечным методом на установке МС-46 «Камека» определено, что концентрация таких элементов, как сера и фосфор, в мартенситной фазе стали 09Г2Д соответственно в 1,03 и 1.17 раза выше, чем в ферритной матрице.

То есть, при термической обработке с выдержкой в МКИТ в марганцовистой стали типа 09Г2Д сера и фосфор сегрегируются в аустените. Из этого следует, что высокий уровень пластичности и характеристик вязкости ДФМС из низколегированных сталей [2] может быть обусловлен уменьшением концентрации серы и фосфора в феррите и снижением количества охрупчивающих сталь сегрегационных скоплений этих элементов по границам ферритных зерен.

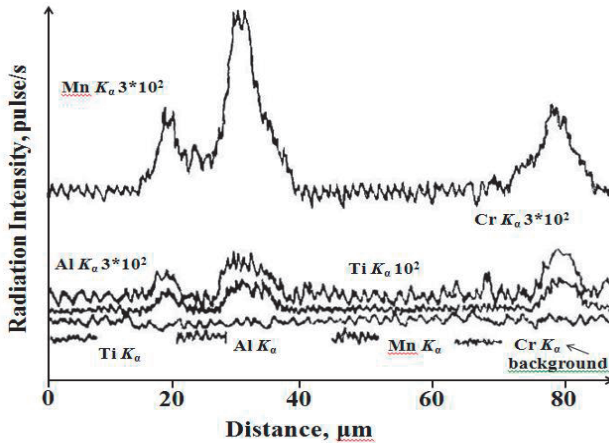


Рис.1. Распределение интенсивности характеристического  $K_{\alpha}$ -излучения легирующих элементов между структурными составляющими стали г/к листовой 08ГСЮТ после термической обработки по режиму 1 (табл. 2),  $\times 10000$ .

Учитывая, что при охлаждении образцов после выдержки в МКИТ при  $750^{\circ}\text{C}$  в масляной ванне с  $V_{\text{охл.}} = 70\text{--}100^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (табл. 2, режим 1) диффузионный распад участков аустенита с образованием т. н. эпитаксиального (нового) феррита, окаймляющего аустенит [2], предотвращается, можно считать, что полученные для сталей 08ГСЮТ, 08ГСЮТФ, 08ГЮТ, 09Г2Д результаты отражают элементный состав аустенита, формирующийся в результате многокомпонентного диффузионного перераспределения углерода и легирующих элементов между ферритом и аустенитом при выдержке в МКИТ.

Изменение содержания отдельных элементов в составе низколегированных сталей может кардинальным образом изменить характер диффузии элементов и их перераспределение при выдержке в МКИТ. Так, в стали 09Г2С, имеющей повышенное, согласно марочному составу, содержание кремния (табл. 1), после обработки по режиму 1 зафиксировано равномерное распределение марганца, хрома, никеля и кремния между структурными составляющими — ферритом и мартенситом. Уменьшение длительности выдержки при нагреве в МКИТ (табл. 2, режимы 2, 3,) и скорости охлаждения после выдержки в МКИТ (табл. 2, режим 3) не меняют установленного характера распределения элементов. Следует отметить, что в структуре исследованных сталей после обработки по режиму 3 выявляются окаймляющие мартенситную фазу слои эпитаксиального феррита. Т. е., при охлаждении воздушной струей от температуры  $750^{\circ}\text{C}$  до начала мартенситного превращения периферийные участки аустенита успевают превратиться в феррит по

диффузионному механизму. Атомы углерода диффундируют при этом от границы раздела феррит/аустенит вглубь аустенитных участков, обогащая их. В результате этого устойчивость аустенита существенно повышается.

Подвижность атомов углерода, диффундирующих в феррите и аустените сталей по междоузлиям, на 3-4 порядка выше, чем атомов замещения (марганца, хрома, ванадия, титана, алюминия, никеля, кремния и др.), диффузия которых осуществляется по вакансионному механизму, поэтому аустенит при выдержке в МКИТ насыщается прежде всего углеродом [1, 2]. Однако непосредственное межатомное взаимодействие атомов углерода с атомами железа и легирующих элементов по типу замещения при изменении комплексной легированности сталей даже в узких пределах может существенно влиять на диффузионную подвижность компонентов при выдержке в МКИТ, их перераспределение между ферритом и аустенитом, что в значительной мере определяет структурное состояние и комплекс свойств ДФМС.

В практическом плане термическая обработка с непосредственной выдержкой в МКИТ (т.е., ординарная), обеспечивающая в низколегированных сталях пониженный уровень значений предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , применяется [1,2], в основном, для катанки и тонколистового проката, перерабатываемого, соответственно, холодным волочением в проволоку или штамповкой в детали автомобилей и машин.

Проведенный анализ свидетельствует о том, что с помощью ординарной термической обработки с выдержкой в МКИТ можно получать в сталях разного марочного состава те или иные разновидности упрочняющих составляющих (мартенсит, бейнит, перлит), регулировать их объемную долю и количественное соотношение, степень дисперсности и характер распределения химических элементов между составляющими структуры сталей, как это показано выше. В то же время, в силу своей специфики, такая ординарная обработка не позволяет реализовывать механизмы, направленные на измельчение ферритного зерна, что весьма важно для повышения прочности, пластичности и ударной вязкости низколегированных сталей. В связи с этим значительный интерес представляет проведение специальных экспериментов по опробованию режимов комбинированной термической обработки низколегированных сталей, предусматривающей их предварительную аустенитизацию или предварительную аустенитизацию с изотермическим распадом при температурах 430-660°C сталей перед выдержкой в МКИТ.

Режимы комбинированной термической обработки с выдержкой в МКИТ для толстолистовой (толщина проката 16 мм) г/к низколегированной стали 14Г2, выбранной в качестве модельной для проведения данного исследования, приведены в табл. 3. Сталь имела следующее содержание легирующих элементов и примесей (масс.%): 0,14C; 1,40Mn; 0,30Si; 0,025S; 0,020P; 0,05Cr; 0,06Ni; 0,06Cu.

Проведенные эксперименты показали, что снижение температуры изотермического распада аустенита при температурах перлитного интервала может существенно изменять структурные характеристики стали 14Г2. Так, в случае обработки, включающей выдержку в аустенитной области при температуре 950<sup>0</sup>С с длительностью 15мин. и последующий изотермический распад аустенита при температурах 650, 550 и 450<sup>0</sup>С (выдержка 60 с.) в конечной структуре стали 14Г2 средний размер ферритного зерна составляет, соответственно,  $d_3 = 7,2, 5,0$  и 4,7 мкм, т.е. уменьшается от номера 11 до 12.

Структурное различие стали 14Г2 при понижении температуры изотермического распада аустенита связано с механизмом зарождения и роста зародышей низкотемпературной фазы - феррита. Согласно развиваемому в [3] новому теоретическому подходу, тепловой баланс между выделяющейся при фазовом  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращении скрытой теплотой этого превращения и скоростью её отвода от фронта превращения в низкотемпературную изотермическую среду в рассматриваемой здесь ситуации может быть обеспечен только в случае привлечения положения о реализации в качестве зародышей феррита т.н. «кластерных» («замороженных») центров фазового превращения - существующих в аустените группировок атомов с расположением, близким к таковому для феррита. Экспериментально такого рода центры – «кластеры» низкотемпературной фазы, способные к росту при фазовых превращениях, обнаружены, например, в аморфном сложнолегированном сплаве ZrNbCuNiAl [4] и в других сплавах такого типа. В стали 14Г2 при резком температурном перепаде от температуры аустенитизации 950<sup>0</sup>С до температур изотермической среды 450-660<sup>0</sup>С минимально затратным с термодинамической точки зрения, действительно, является и скорость роста которых мгновенная множественная трансформация «кластерных» центров в зародыши феррита критического размера, количество лимитируются условиями отвода скрытой теплоты фазового превращения от его фронта при той или иной температуре изотермической среды [3]. Изложенное положение дает однозначное объяснение наблюдаемым экспериментально фактам измельчения зерна феррита, перлитной составляющей и включений мартенсита (бейнита) в стали 14Г2 по мере снижения температуры изотермической выдержки.

Обобщая полученные данные, можно утверждать, что применение изотермической выдержки в температурном «зазоре» между концом ферритного и началом бейнитного (мартенситного) превращения позволяет измельчить зерно феррита и упрочняющие составляющие стали 14Г2. При последующей термической обработке стали 14Г2 с выдержкой в МКИТ эффекты измельчения ферритного зерна и дисперсности вторых фаз (участков мартенсито-бейнита и перлита) сохраняются. Получаемые при такой комбинированной обработке с выдержкой в МКИТ феррито-мартенсито(бейнито)-перлитные структуры в сталях относят к особому

классу мультифазных структур [2]. В частности, вариантом обработки с изотермическим распадом аустенита при 450<sup>0</sup>С (выдержка 60<sup>0</sup>с.) и охлаждением на воздухе (табл. 3, режим 2) получены по сравнению с режимом 1 (табл. 3, без изотермического распада) более мелкое зерно феррита размером 4,8 мкм (12 номер), более дисперсные участки перлита (1-12 мкм) и включения мартенсита (бейнита), а также более высокий уровень прочностных свойств (табл. 3). При этом значения механических свойств стали 14Г2 после обработки по режиму 2 (табл. 3) превышают требования для класса прочности 390 (ГОСТ 19281) по временному сопротивлению и ударной вязкости, однако значение  $\delta_5$  близко к нижнему номиналу для этого класса прочности (табл. 3). Причиной этого служит преимущественное расположение перлита (мартенсито-бейнита) в виде включений по границам ферритных зерен и в стыках их тройных границ, что препятствуют развитию пластического течения по объёму стали при развитии деформации.

Комбинированная обработка по режиму 3 с изотермическим распадом при 660<sup>0</sup>С (выдержка 60<sup>0</sup>с.), выдержкой в МКИТ при 780<sup>0</sup>С (15 мин) и последующим охлаждением на воздухе не обеспечивает преимущественных показателей как по структурным характеристикам, так и по механическим свойствам по сравнению с режимом 2 (табл.3). Такой благоприятный структурный фактор, как наблюдаемое наличие значительного объема перекристаллизованного «нового» феррита с низкой плотностью дислокаций [2], нивелируется в случае режима 3 выраженной полосчатостью структуры и наличием крупных включений мартенсита (бейнита) в протяженных ликвационных полосах средней зоны проката из стали 14Г2. Микротвёрдость феррита основного объема стали после обработки по режиму 3 составляла 2215 Н/мм<sup>2</sup> и находилась, таким образом на уровне, свойственном ферриту низкоуглеродистым сталям (согласно [5] – 2352-2695 Н/мм<sup>2</sup>). Микротвёрдость включений мартенситной (бейнитной) фазы в ликвационных полосах - 4115 - 4410 Н/мм<sup>2</sup>, несколько ниже типичной (7105-10290 Н/мм<sup>2</sup>) для мартенсита низкоуглеродистых сталей, полученного закалкой в воде от температур выдержки в МКИТ [5]. Однако наличие таких крупных включений повышенной твердости в ликвационных полосах средней зоны проката из стали 14Г2 наряду с выраженной полосчатостью в направлении, перпендикулярном оси растяжения образцов при механических испытаниях, служит причиной наблюдаемого в этой стали при обработке по режиму 3 снижения  $\delta_5$  и сравнительно невысокого (для полученных показателей прочности) значения КСУ<sup>-40</sup> (табл. 3).

Таблица 3. Режимы комбинированной термической обработки с выдержкой в МКИТ и механические свойства листовой стали 14Г2.

Режим обработки	Механические свойства
-----------------	-----------------------

	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ <sup>-40</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
1. 950 <sup>0</sup> С, 15 мин → 750 <sup>0</sup> С, 15 мин → охл. на воздухе (возд. струей)	<u>385,0</u> *1 415,0	<u>528,0</u> 545,0	<u>33,6</u> 24,0	<u>66,2</u> 68,0	<u>124,0</u> 116,0
2. 950 <sup>0</sup> С, 15 мин → 450 <sup>0</sup> С, 60 с. → охл. на воздухе	445,0	570,0	24,6	68,0	124,0
3. 950 <sup>0</sup> С, 15 мин → 660 <sup>0</sup> С, 60 с. → 780 <sup>0</sup> С, 15 мин → охл. на воздухе	372,0	534,0	34,8	64,9	122,0
4. 950 <sup>0</sup> С, 15 мин → 450 <sup>0</sup> С, 60 с. → 780 <sup>0</sup> С, 15 мин → охл. возд. струей (на воздухе)	<u>402,0</u> *1 425,0	<u>552,0</u> 565,0	<u>35,2</u> 29,0	<u>64,4</u> 67,5	<u>138,0</u> 132,0
5. 950 <sup>0</sup> С, 15 мин → 450 <sup>0</sup> С, 180 с. → 780 <sup>0</sup> С, 15 мин → охл. на воздухе (возд. струей)	<u>405,0</u> *1 422,0	<u>545,0</u> 558,0	<u>34,0</u> 32,8	<u>69,5</u> 67,0	<u>142,0</u> 136,0

Примечание. 1. Числитель - охлаждение от температуры 780<sup>0</sup>С на спокойном воздухе ( $V_{\text{охл.}} \approx 2,0$  °С/с); знаменатель - воздушной струей ( $V_{\text{охл.}} \approx 7,0$  °С/с).

Существенное повышение общей дисперсности структуры и включений мартенсита (бейнита) в ликвационных полосах средней зоны проката из стали 14Г2, а также снижение полосчатости ее структуры достигнуто при обработке по комбинированным режимам 4,5 (табл. 3, рис.2). Микротвёрдость ликвационных полос с такой диспергированной феррито-мартенситной (бейнитной) структурой для режимов 4,5 в случае режимов с охлаждением на воздухе составила 3175-3312 Н/мм<sup>2</sup>, что ниже приведенной выше для крупных включений мартенсита (бейнита), полученных в ликвационных полосах при обработке по режиму 3. Микротвёрдость перлита при этом составила 3050-3135 Н/мм<sup>2</sup>, т.е., значения микротвёрдости мартенсито-бейнитных ликвационных полос (3175-3312 Н/мм<sup>2</sup>) близки к таковым для перлита. Это благоприятный фактор с точки зрения повышения пластичности и вязкости разрушения стали. Характерным для структуры стали 14Г2, прошедшей обработку по этим режимам, является наличие прилегающих к перлитным и мартенситным (бейнитным) участкам ободков низкодислокационного «нового» феррита (рис.2б,в), способствующего [2] повышению пластических и вязких свойств стали.

	Рис. 2. Микроструктура основного объема (а, б) и средней зоны (в) листового



	проката из стали 14Г2 после обработки по комбинированному режиму 4 (табл.3) с охлаждением воздушной струей. а - $\times 200$ , б, в - $\times 800$ .
--	--

Установленные закономерности формирования структуры и комплекса механических свойств толстолистовой низколегированной стали 14Г2 при рассмотренных режимах комбинированной термической обработки с выдержкой в МКИТ распространяются на широкую гамму марочных составов низколегированных конструкционных сталей разного назначения.

По существующим промышленным технологиям для получения класса прочности 390 в толстолистовом прокате из низколегированных сталей типа 14Г2 и из других низколегированных сталей обычно применяют операции закалки с отдельного нагрева и отпуска, вызывающие дополнительные энергетические расходы. В [6] показана возможность реализации энергоэкономных технологий с использованием тепла прокатного нагрева при производстве толстолистового проката из таких сталей. Сущность этих технологий заключается в применении регулируемого охлаждения толстолистового проката из низколегированных сталей за чистой клетью стана 3600 до температур перлитного интервала и последующей подаче этого проката в расположенные в потоке стана нормализационные агрегаты (горячий посад) для проведения операций ускоренного отпуска. Для промышленного опробования и освоения такого рода энергоэкономной технологии термической обработки толстолистового проката из низколегированных сталей в потоке широкополосных станов, оснащенных нормализационными агрегатами, могут быть рекомендованы комбинированные режимы термической обработки с выдержкой в МКИТ типа 4, 5 (табл. 3) со скорректированными применительно к промышленным условиям температурно-временными параметрами. Комбинированные режимы типа 4, 5, а также другие проанализированные в настоящей работе комбинированные режимы термической обработки с выдержкой в МКИТ, с некоторым видоизменением температурно-временных параметров, могут, таким образом, как менее энергозатратные, использоваться взамен действующих технологий при производстве широкой гаммы низколегированных толстолистовых сталей, используемых в строительных конструкциях, а также при производстве машиностроительных изделий из низкоуглеродистых и низколегированных сталей.

## ВЫВОДЫ

1. Установлено, что применение комбинированных режимов обработки с выдержкой в МКИТ, предусматривающих предварительную аустенитизацию или аустенитизацию с изотермическим распадом ниже температур перлитной области приводит к формированию в низколегированных сталях мультифазных (ферритомартенсито(бейнито)-перлитных) структур, соотношение структурных составляющих и перераспределение химических элементов в которых обеспечивает требуемое сочетание их повышенных прочностных, пластических и вязких свойств.

2. На примере толстолистовой низколегированной стали 14Г2 показано, что эффекты измельчения ферритного зерна, перлитной и мартенситной (бейнитной) составляющих при комбинированной обработке с выдержкой в МКИТ могут быть обусловлены реализацией при низких (450-550°C) температурах изотермического распада аустенита механизма множественной трансформации «кластерных» ферритных центров в зародыши феррита критического размера, количество лимитируются условиями отвода скрытой теплоты фазового превращения от его фронта при той или иной температуре изотермической среды.

3. Учитывая, что комбинированные режимы с выдержкой в МКИТ позволяют без применения операций закалки с отдельного нагрева и отпуска достичь в листовой низколегированной стали 14Г2 показатели механических свойств на уровне класса прочности 390 по ГОСТ 19281, они могут быть рекомендованы для создания сквозных энергоэкономных технологий термической обработки с выдержкой в МКИТ листового проката из низколегированных сталей в потоке толстолистовых станов, оснащенных агрегатами нормализации.

1. *Металловедение* и термическая обработка стали. Справ. изд. Т.Ш. Термическая обработка металлопродукции / Под редакцией Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
2. *Голованенко С.А., Фоништейн Н.М.* Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
3. *Сидоренко О.Г., Федорова И.П., Волков К.В.* Некоторые особенности формирования структуры на начальном этапе распада аустенита, подвергаемого термоциклированию // Проблемы современного материаловедения. – Днепропетровск: ПГАСА, 1999. – С. 39-40.
4. *Kuhn U., Ekert J., Mattern N., Schultz L.* ZnNbCuNiAl bulk metallic glass matrix composites containing dendritic bcc phase precipitates/ *Applied physics Letters*/ - 2002. – V. 80, №14. – P. 2478-2480.
5. *Григорович В.К.* Твердость и микротвёрдость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
6. *Упрочняющая* термическая обработка толстых листов с прокатного нагрева / В.И.Спиваков, Э.А.Орлов, М.С.Бабицкий, В.Я.Савенков // Термическая и

*Статья рекомендована к печати  
докт. техн. наук И.Ю.Приходько*

***В.Л.Плюта, А.М.Нестеренко, Г.В.Левченко, С.О.Воробей, В.А.Головко***

**Особливості структуроутворення листових низьколегованих сталей при комбінованій термічній обробці**

Досліджено структуру та розподіл легуючих елементів між структурними складовими листової низьколегованої сталі 14Г2. Показано, що термічна обробка з витримкою в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ) дозволяє досягти в сталі 14Г2 показників механічних властивостей на рівні класу міцності 390 за ГОСТ 19281 без застосування операцій гарту з окремого нагріву та відпуску. МКІТ може бути рекомендовано для створення наскрізних енергоекономічних технологій термічної обробки листової сталі.

**Ключові слова:** листова низьколегована сталь 14Г2, витримка в міжкритичному інтервалі температур, структура, розподіл легуючих елементів

***V.L.Plyuta, A.M.Nesterenko, G.V.Levchenko, S.A.Vorobey, V.A.Golovko***

**Features of structure sheet low alloy steel in combined heat treatment**

The structure and distribution of alloying elements between the structural components of the leaf low alloy steel 14G2. It is shown that heat treatment delayed in the intercritical temperature range (MKIT) achieves in steel 14G2 indicators of mechanical properties on the strength class 390 according to GOST 19281 level without tempering operations with separate heating and tempering. MKIT can be recommended for the creation of energy-saving technologies through heat treatment sheet steel.

**Keywords:** low alloy steel sheet 14G2, aging in the intercritical temperature range, the structure, the distribution of alloying elements