

УДК 669.018.29

В.П. Горбатенко, В.В. Горбатенко, В.В. Пашинский, В.Г. Конарев

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НИКЕЛЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Изучено влияние дополнительного легирования высокохромистых сталей Ni и карбидообразующими элементами (W, V, Mo) на положение максимума твердости и структуру сплавов после закалки от различных температур. Исходя из характера влияния легирующих элементов на термодинамическую активность углерода в аустените обсуждены возможные причины смещения максимума твердости закаленных сталей в область более низких температур под влиянием легирования Ni.

Ключевые слова: высокохромистая сталь, легирование, твердость, термодинамическая активность, закалка, карбиды, растворение, выделение

Введение

Разработка и исследование новых перспективных инструментальных материалов, предназначенных для изготовления инструмента, работающего в условиях комбинированного термомеханического нагружения (рабочие валки станов горячей прокатки, матрицы, пуансоны, прессформы и др.) является одним из важных направлений повышения эффективности производства и конкурентоспособности продукции. При этом в качестве таких материалов исследуют твердые сплавы, высоколегированные стали, в том числе и типа быстрорежущих, износостойкие чугуны, а также износостойкие наплавки на рабочую поверхность разного состава [1-5]. Нам представляется перспективным использование в качестве материала для рабочих валков сортопрокатных станов при умеренных скоростях прокатки высокохромистых сталей, дополнительно легированных никелем [4, 6].

Цель работы

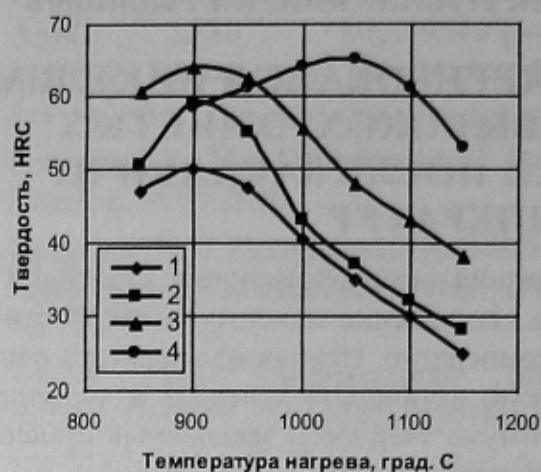
Целью данной работы является изучение особенностей влияния никеля на структуру и свойства высокохромистых сталей ледебуритного класса после закалки от различных температур.

Основная часть

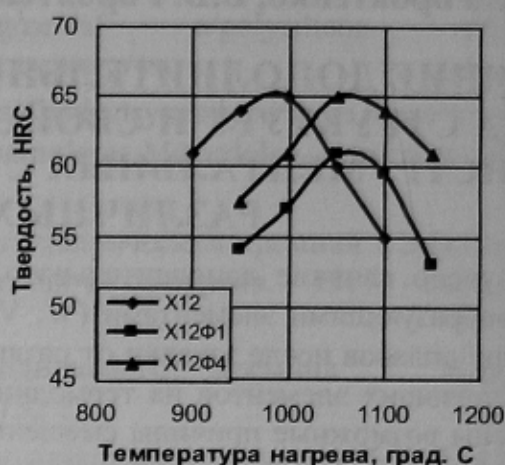
Объектом исследования являлись стали, легированные 15% Cr и 5% Ni с содержанием 0,7% C (типа 70X15H5), 1,5% C (типа 150X15H5), 1,5% C и дополнительно до 1% W и до 1% Mo (типа 150X15H5BM), а также сталь X12MФ4 (1,5% C), полученная методом порошковой металлургии. Температуру нагрева под закалку варьировали в интервале 850...1150°C, охлаждение в процессе закалки проводили в масле.

На рисунке 1 приведены зависимости твердости исследованных сталей типа X15H5 (рисунок 1, а, кривые 1-3), X12MФ4 (рисунок 1, а, кривая

4), а также сталей X12, X12Ф1, X12Ф4 (рисунок 1, б, литературные данные [7]) от температуры нагрева под закалку.



а)



б)

Рисунок 1 – Зависимость твердости исследованных сталей 70X15H5 (а, кривая 1), 150X15H5 (а, кривая 2), 150X15H5BM (а, кривая 3), X12MФ4 (а, кривая 4) и сравнительных сталей X12 (2,2% С), X12Ф1, X12Ф4 (б, литературные данные, обозначения кривых указаны на рисунке) от температуры нагрева под закалку

Очевидно, что для всех указанных сталей характерен подобный вид кривых: это кривые с максимумом значений твердости при определенных температурах нагрева под закалку. Однако, положение этого «пика» твердости относительно шкалы температур зависит от состава стали.

Для сравнительных сталей температуры нагрева под закалку, обеспечивающие получение максимальной твердости в закаленном состоянии, составляют примерно 1000°C для стали X12 и примерно 1050°C для сталей X12Ф1, X12Ф4 и X12MФ4. В то же время для высокохромистых сталей, дополнительно легированных никелем, этот максимум смещается в область заметно более низких температур – примерно 900°C (см. рис. 1). При этом для сталей, дополнительно легированных никелем, характерны, как правило, несколько более низкие значения как максимальной твердости, так и твердости после закалки от аналогичных температур в сравнении со сталями X12, X12Ф1, X12Ф4 и X12MФ4 (рисунок 1).

В исследованных сталях типа X15H5 твердость после закалки возрастает с повышением концентрации углерода (стали 70X15H5 и 150X15H5), а также в результате дополнительного легирования эффективными карбидообразующими элементами – вольфрамом и молибденом (стали 150X15H5 и 150X15H5BM). Причем, наиболее существенные различия в твердости первых двух сталей фиксировали в случае закалки от относительно невысоких температур, а дополнительное упрочняющее влияние W и Mo проявляется и после высокотемпературного нагрева (рисунок 1, а).

Математическая обработка результатов позволила получить зависимости вида (1), (2) весьма точно описывающие изменение твердости (HRC) от температуры нагрева под закалку (T_H) исследованных сталей типа X15H5:

$$HRC_{\max} = a \cdot (T_H - T_{\max})^2, \quad \text{если } T_H = 850 \dots 950^\circ\text{C}; \quad (1)$$

$$HRC = b - c \cdot T_H, \quad \text{если } T_H \geq 950^\circ\text{C} \quad (2)$$

где HRC_{\max} - расчетное максимальное значение твердости, достигаемое при температуре нагрева под закалку T_{\max} , соответствующей расчетному «пику» твердости; a , b , c - коэффициенты, постоянные для каждой марки стали.

Значения коэффициентов уравнений для каждой марки стали приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Расчетные параметры и коэффициенты уравнения (1) для исследованных марок сталей

Марка стали	HRC_{\max}	$T_{\max}, ^\circ\text{C}$	$a \cdot 10^3$	b	c
70X15H5	50	905	1,0	151	0,11
150X15H5	59,2	908	2,4	142,5	0,10
150X15H5BM	64,5	906	1,3	175	0,12

Относительная максимальная погрешность расчетов на нелинейном и линейном участках кривых составила соответственно 0,05 и 0,7% для стали 70X15H5, 0,3 и 1,8% для стали 150X15H5 и 2,8 и 2,6% для стали 150X15H5BM. Следует отметить, что значения коэффициента c , характеризующего темп снижения твердости с повышением температуры нагрева под закалку в высокотемпературной области, для всех трех сталей отличается мало (0,1...0,12). Весьма близкими оказались и значения T_{\max} (905...908 $^\circ\text{C}$), что, учитывая близкое содержание никеля в исследованных сталях (5...5,2%), позволяет предположить, что именно дополнительное легирование Ni является основной причиной смещения температурного интервала нагрева под закалку, обеспечивающего получение максимальной твердости, в область более низких температур в сравнении с традиционными сталями типа X12.

Следует учитывать, что основными факторами, определяющими прочностные характеристики сталей ледебуритного класса в закаленном состоянии, являются:

- 1) соотношение мартенсита и остаточного аустенита в структуре: увеличение доли мартенсита всегда способствует повышению, а увеличение доли аустенита - снижению твердости и прочностных характеристик стали, при этом соотношение этих фаз смещается в сторону аустенита с увеличением степени легированности стали;
- 2) степень легированности мартенсита и остаточного аустенита (как по содержанию углерода, так и по концентрации легирующих элемен-

тов): ее повышение способствует упрочнению;

- 3) сохранение в структуре закаленной стали определенной доли эвтектической составляющей (эвтектических карбидов), что особенно важно при термической обработке сплавов в литом состоянии: увеличение доли эвтектики в структуре обеспечивает повышение твердости материала;
- 4) сохранение в структуре закаленной стали определенной доли избыточных (вторичных) карбидов, карбонитридов и нитридов, прежде всего, соединений легирующих элементов, которые обеспечивают дополнительное упрочнение сплава.

Степень влияния указанных факторов на свойства сталей в решающей мере определяется системой легирования и концентрацией в стали как легирующих элементов, так и углерода.

Известно, что карбидообразующие элементы (в наших сталях – прежде всего, хром, а также вольфрам и молибден), снижая термодинамическую активность углерода в аустените, должны способствовать растворению карбидов и карбонитридов и, соответственно, повышать степень легированности твердого раствора и концентрацию в нем углерода [7]. Легирование же стали некарбидообразующими элементами (в нашем случае – никелем), наоборот, повышает термодинамическую активность углерода в аустените и, соответственно, должно препятствовать растворению в нем карбидов. Это будет способствовать снижению концентрации карбидообразующих элементов и углерода в аустените в сравнении со сталями без никеля при нагреве по аналогичным режимам до тех пор, пока количество карбидной фазы в структуре превышает равновесное для соответствующих условий.

Повышение концентрации углерода в аустените также должно тормозить процессы растворения карбидов и карбонитридов при нагреве. Кроме того, повышение степени легированности твердого раствора по Cr, W, Mo и особенно Ni повышает устойчивость переохлажденного аустенита и способствует снижению доли мартенсита в структуре закаленной стали [7]. Однако, Cr, W и Mo, расширяя область существования α -фазы, могут, очевидно, способствовать полиморфному превращению аустенита при охлаждении. В то же время Ni и, вероятно, углерод, расширяя область существования γ -фазы, должны тормозить это превращение. При комплексном легировании стали совместный эффект этих элементов в процессе нагрева и охлаждения может оказаться более сложным.

Наличие восходящей ветви на кривой зависимости твердости высокохромистых сталей ледебуритного класса от температуры нагрева под закалку можно объяснить прежде всего изменением концентрации в аустените карбидообразующих элементов и углерода. При анализе процессов растворения и выделения избыточных фаз при нагреве и охлаждении, как правило, используют равновесные диаграммы состояния системы, вклю-

чающей основные компоненты данного сплава. При этом не учитывается столь важный факт, что исходное состояние сплава в большинстве случаев является неравновесным, в том числе и по составу фаз.

В сталях, являющихся предметом данных исследований, в реальных условиях охлаждения следует ожидать образования в процессе диффузионного распада аустенита высокохромистого феррита с повышенной в сравнении с равновесной концентрацией углерода. При этом хром, снижая термодинамическую активность углерода в легированном феррите, будет тормозить выделение из него карбидов при последующем нагреве в докритическом интервале температур. В условиях относительно быстрого нагрева это должно способствовать сохранению пересыщенного состояния феррита к моменту начала его полиморфного превращения в аустенит.

Следовательно, можно предположить, что в условиях относительно быстрого нагрева образующийся аустенит будет пересыщен по углероду и хрому. Поэтому последующая выдержка, либо повышение температуры в условиях, отличных от равновесных, должны приводить вначале к выделению из аустенита карбидов легирующих элементов, прежде всего, хрома, и за счет этого – к снижению устойчивости переохлажденного аустенита и увеличению доли мартенсита в структуре закаленной стали. При этом повышение температуры нагрева в определенном интервале должно способствовать ускорению процессов выделения карбидов и обеднения аустенита по углероду и хрому. Исходя из этого, повышение твердости стали типа X12 с увеличением температуры нагрева под закалку до 1000°C (рисунок 1, б, рисунок 1, а, кривая 4), очевидно, является следствием прежде всего снижения степени легированности аустенита по хрому и углероду и вызванного этим понижения его устойчивости при охлаждении. Косвенным подтверждением рассматриваемого механизма являются приведенные в целом ряде работ данные о том, что повышение температуры нагрева под закалку стали X12 до $950...1000^{\circ}\text{C}$ не приводят к заметному повышению количества остаточного аустенита: по данным А.П. Гуляева его количество при закалке от 1000°C не превышает 5%.

Дополнительное легирование высокохромистых сталей карбидообразующими элементами, обладающими большим сродством к углероду в сравнении с хромом (в приведенных примерах – ванадием и совместно ванадием и молибденом) и дополнительно снижающими термодинамическую активность углерода в аустените (в приведенных на рисунке 2 примерах – ванадием) должно способствовать торможению процессов выделения карбидов из пересыщенного аустенита, что проявляется в смещении пика твердости в область более высоких температур и снижении твердости таких сталей в сравнении со сталью X12 после закалки от аналогичных температур в низкотемпературной области (рисунок 1).

Известно, что интенсивное растворение карбидов хрома происходит при нагреве до температур, превышающих $950...1000^{\circ}\text{C}$ и ускоряется с по-

вышением температуры. Такое повышение температуры нагрева под закалку вследствие интенсивного растворения карбидов хрома в аустените приводит к значительному увеличению доли остаточного аустенита в структуре (например, в стали X12Ф1, по данным А.П. Гуляева, от ~ 12% при $T_H=1050^\circ\text{C}$ до ~ 85% при $T_H=1150^\circ\text{C}$) и, соответственно, снижению твердости стали (см. рис. 1). Дополнительное легирование высокохромистой стали такими элементами, как V, W, Mo, образующими более стойкие при нагреве собственные карбиды, а также повышающими устойчивость при нагреве карбидов хрома при растворении в них, должно способствовать повышению твердости закаленной стали при аналогичных температурах нагрева под закалку в высокотемпературной области, что и подтверждается данными многочисленных исследований.

Аналогичные рассуждения с учетом эффекта дополнительного легирования никелем применимы и к исследованным хромоникелевым сталям. В наших экспериментах термической обработке подвергали стали в исходном литом состоянии (кристаллизация заготовок происходила в металлической форме). Исходная структура сталей состояла из аустенита и аустенитно-карбидной эвтектики, доля которой составляла 3...5% в стали 70X15H5, 5...7% в стали 150X15H5 и 32...35% в стали 150X15H5BM.

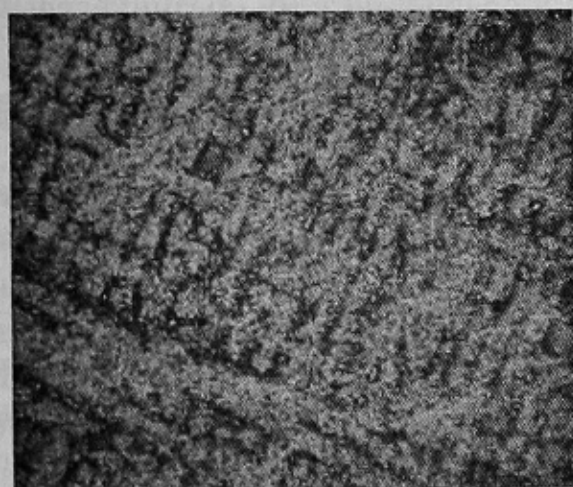
Исходя из общих представлений о тормозящем влиянии никеля на процессы растворения карбидов в стали при нагреве, не следовало ожидать столь заметного смещения температурного интервала, при нагреве в который обеспечивается максимальная твердость закаленной стали, в область более низких температур в сравнении с высокохромистыми безникелевыми сталями (см. рис. 1). Однако, наличие аустенитной матрицы сталей в исходном состоянии может существенно влиять на характер фазовых превращений, прежде всего, процессов выделения и растворения карбидов при нагреве.

В условиях медленного нагрева можно ожидать такую последовательность фазовых превращений с повышением температуры нагрева: интенсивное выделение карбидов из аустенита в процессе нагрева до критической точки $A_{c1} \rightarrow$ полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращение аустенита с пониженной степенью легированности \rightarrow полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращение при нагреве выше $A_{c1} \rightarrow$ постепенное растворение карбидов в аустените, интенсифицирующееся при дальнейшем повышении температуры нагрева под закалку. В условиях быстрого нагрева, имеющих место в ходе наших экспериментов, выделение карбидов из высоколегированного аустенита в ходе нагрева стали в интервале температур $20^\circ\text{C} \dots A_{c1}$ может не успеть произойти в той мере, чтобы обеспечить степень его обеднения легирующими элементами и углеродом, достаточную для инициирования и интенсивного развития полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения.

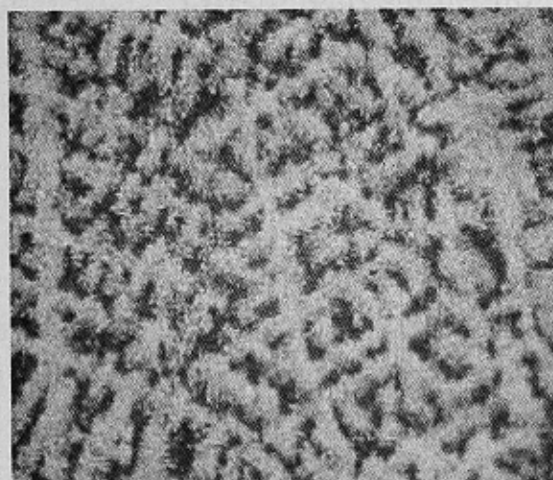
Такое превращение в условиях высоких скоростей нагрева может не развиваться вовсе, либо происходить лишь частично, преимущественно в

зонах максимального обеднения аустенита легирующими элементами, когда скорости охлаждения будут умеренными. В таком случае при небольшом перегреве выше A_{c1} , ввиду повышенной концентрации углерода и легирующих элементов в γ -фазе, будет продолжаться распад пересыщенного аустенита с выделением избыточных карбидов, степень развития которого должна возрасти как с повышением температуры нагрева, так и с увеличением длительности выдержки. Дополнительное легирование стали никелем должно способствовать интенсификации выделения карбидов из твердого раствора.

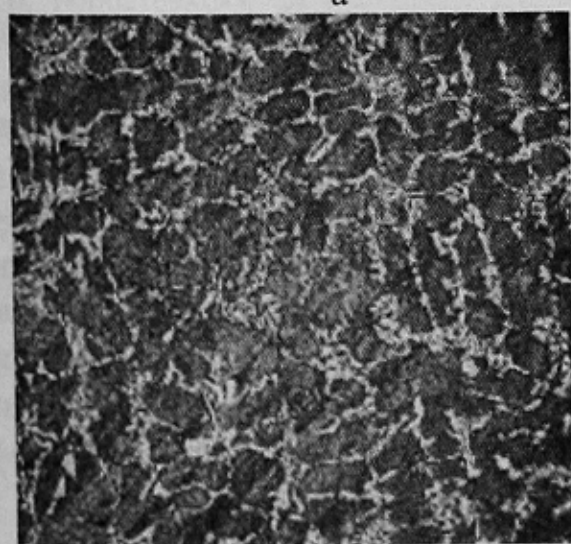
Можно полагать, что при температуре нагрева, соответствующей „пике твердости“ (900...910°C) в исследованных сталях по причинам, описанным выше, происходит наиболее существенное обеднение аустенита по углероду и карбидообразующим элементам, что обеспечивает получение в результате закалки структуры, состоящей из мартенсита с включениями избыточных карбидов внутри его участков, относительно небольшого количества остаточного аустенита (до 15%) и участков эвтектики (рис.2, а, в).



а



б



в



г

Рисунок 2 – Микроструктура сталей 150X15H5 (а,б) и 150X15H5BM (в, г) после закалки с нагревом до 900 °С (а, в) и 1100 °С (б, г): x500

Дальнейшее повышение температуры нагрева вызывает постепенное растворение в аустените вторичных карбидов и частично - карбидов неравновесной эвтектики (табл. 2).

Таблица 2 – Изменение доли площади шлифа, занимаемой участками эвтектики (Дэ) в структуре исследованных хромоникелевых сталей в зависимости от температуры нагрева под закалку

Марка стали	Дэ, %, при температуре нагрева под закалку, °С						
	850	900	950	1000	1050	1100	1150
150X15H5	5,0±0,6	4,3±0,4	3,8±0,4	3,5±0,3	2,2±0,4	1,2±0,3	0,2±0,1
150X15H5BM	35±1,2	34±0,8	31±0,5	30±1,0	29±0,9	28±0,6	27±1,0

Это вызывает интенсивное снижение твердости закаленной стали, обусловленное резким возрастанием доли аустенита и снижением доли мартенсита в структуре (практически до 0 при температурах нагрева не ниже 1100°C). Более интенсивное увеличение доли аустенита в структуре и снижение твердости Cr-Ni-сталей в сравнении с их «безникелевыми аналогами» в случае нагрева до повышенных температур обусловлено дополнительным стабилизирующим влиянием никеля на высоколегированный аустенит.

Участки аустенитно-карбидной эвтектики, имеющие как в литом состоянии, так и после нагрева до разных температур строение, характерное для сталей ледебуритного класса, в результате частичного растворения эвтектических карбидов в аустените при высокотемпературном нагреве, могут не только уменьшаться в сечении (например, в стали 150X15H5 – в среднем от 6,2±0,3 мкм до 0,5±0,2 мкм с повышением температуры нагрева от 850 до 1150°C), но и вырождаться в отдельные изолированные карбиды округлой либо вытянутой формы при высокотемпературном нагреве (рисунок 3). Такое практически полное „вырождение” эвтектики наблюдали в стали 70X15H5 при нагреве до 1100...1150°C, а в стали 150X15H5 – до 1150°C. В то же время в стали 150X15H5BM даже после нагрева до температур не ниже 1100°C доля площади шлифа, занимаемая участками эвтектики, оставалась большой (27...28%), а участков „вырожденной” эвтектики было значительно меньше, чем в других исследованных сталях (см. рис.2, табл.2). Следует ожидать, что дополнительное легирование высокоуглеродистых хромоникелевых сталей вольфрамом и молибденом должно тормозить растворение карбидов хрома при нагреве вследствие растворения в них указанных элементов, обладающих в сравнении с хромом большим сродством к углероду и повышающих устойчивость карбидной фазы.

Выводы

Таким образом, в результате выполненных исследований установлено, что дополнительное легирование высокохромистых сталей ледебуритного

класса никелем вызывает смещение температурного интервала нагрева под закалку, обеспечивающего получение максимальной твердости в закаленном состоянии, в область более низких температур в сравнении со сталями типа X12. В сталях, легированных никелем, с повышением температуры нагрева под закалку от 950 до 1150°C происходит более интенсивное разупрочнение прежде всего вследствие повышения устойчивости переохлажденного аустенита и снижения доли мартенситной составляющей в структуре. Обсуждаемые эффекты легирования обусловлены также конкурирующим влиянием карбидообразующих элементов (Cr, а также W и Mo при дополнительном легировании) и никеля на процессы растворения и выделения карбидов при нагреве.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Медовар Л.Б. Современные валки прокатных станов. Требования, материалы и способы производства / Л.Б. Медовар, А.К. Цыкуленко, В.Е. Шевченко // Проблемы СЭМ.-2001.-№ 1.- С. 38-48.
2. Толстов И.А. Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования / И.А. Толстов, А.В. Пряхин, В.А. Николаев. -М.: Металлургия, 1990.- 143 с.
3. Формування зносостійких структур хромістих сталей і чавунів / В.І. Тихонович, В.П. Гаврилюк, В.В. Тихонович, А.Н. Гриначевський // Металознавство та обробка металів.- 2003.- № 3.- С. 16-23.
4. Особенности структуры перспективных материалов для валков горячей прокатки / В.В. Пашинский, А.Д. Рябцев, В.В. Горбатенко, Е.Г. Пашинская // Сталь.- 2003.- № 5.- С. 73-75.
5. Грабовский В.Я. Аустенитные штамповые стали и сплавы для горячего деформирования металлов / В.Я. Грабовский, В.И. Канюка // МиТОМ.- 2001.- № 10.- С. 31-34.
6. Пашинский В.В. Структура и свойства высокоуглеродистой инструментальной стали с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита / В.В. Пашинский, В.В. Горбатенко // Строительство, материаловедение, машиностроение: сборник научных трудов. - 2004.- Ч. 2.- Вып.26. – С. 90-95.
7. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка / И. Артингер ; пер. с венгер.- М.: Металлургия, 1982.- 312 с.

Поступила в редакцию 30.09.2010

Рецензент канд. техн. наук, проф. Н.Т. Егоров

© Горбатенко В.П., Горбатенко В.В., Пашинский В.В.,
Конярев В.Г., 2010