

при царапании гранью пирамиды также значительно выше (в 2–3 раза), чем при царапании ребром, однако степень анизотропии выше при царапании гранью пирамиды, чем при царапании ребром.

Следует отметить, что на обеих исследованных гранях, независимо от условий нагружения и направления испытания, образование царапин проходило путем пластического деформирования — во всех случаях канавки имели ровные края без признаков микрорезания.

Таким образом, проведенные исследования выявили значительную анизотропию пластического деформирования царапанием на гранях (011) и (111) монокристаллов меди. Степень и характер анизотропии зависят от ориентации пирамиды относительно направления царапания и от нагрузки на индентор. Как и при измерении твердости вдавливанием, величина микротвердости при царапании уменьшается при увеличении нагрузки на индентор. Грань с меньшей симметрией (011) проявляет более высокую степень анизотропии, чем грань с большей симметрией (111). Это объясняется меньшей плотностью упаковки. На грани октаэдра наблюдается полярность микротвердости вдоль направления $\langle 112 \rangle$.

Список литературы

1. **Meincke H.** Herstellung einer Werkstoffzone mit Abnutzungswiderstand // Zeitschrift für Metallkunde, 1950. — В. 41. — Н. 10. — С. 344–346.
2. **Dyer L.D.** Rolling friction on single crystals of copper in the plastic range // Acta metallurgica, 1961. — Vol. 9. — № 10. — P. 928–936.
3. **Steijn R.P.** Friction and wear of single crystals // Wear, 1964. — 7. № 1. — P. 48–66.
4. **Lizuka Takashi** и др. Изучение механических повреждений при царапании на поверхности (111) Si // Jap. J. Appl. Phys. Pt1, 1994. 33. — № 3A. — P. 1427–1434.
5. **Sheu T.S., Chang S.C.** // J. Mater. Sci. Lett, 1992. — 11. — № 10. — P. 706–707

© Дорохов В.В., Киселева И.В., Рыжиков А.А., Марчук С.И., 2002

БЫКОВСКИХ С.В., ГОРБАТЕНКО В.П. (ДонНТУ), ШЕВЧЕНКО А.И. (ОАО «СЕЛЬМАШ»), ПОЗНЯК Д.В. (ДонНТУ)

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

На основе результатов дилатометрических измерений, количественного металлографического анализа и механических испытаний выполнен анализ влияния микродобавок титана и бора на положение критических точек, структуру и свойства конструкционных среднеуглеродистых сталей после закалки из межкритического интервала температур.

Одним из наиболее рациональных путей повышения качества конструкционных сталей является их экономное легирование комплексом микродобавок, позволяющих получить гарантированно высокие значения механических характеристик, что в целом обеспечивает высокую надежность и долговечность изделий. Положительно зарекомендовало себя применение микролегированной титаном и бором среднеуглеродистой конструкционной стали для производства износостойких деталей сельскохозяйственного машиностроения [1].

В связи с тем, что окончательное формирование механических свойств происходит в процессе термообработки, представляет интерес исследование влияния микродобавок титана и бора на изменение положения критических точек и фазовые превращения при аустенитизации стали.

Для изучения влияния состава сталей на положение критических точек была составлена матрица планирования полнофакторного эксперимента для пяти варьируемых факторов (C, Mn, Al, Ti, B), в соответствии с которой были выплавлены опытные плавки. В работе для построения моделей использовали полиномы второй степени, принимая нелинейный характер влияния основных легирующих элементов и микродобавок на положение критических точек без резких перегибов и изменений. Построение интерполяционных моделей проводилось с учетом изменения химического состава в следующих пределах: C=0,3–0,68%, Mn=0,66–1,28%, Si=0,17–0,56%, S=0,027–0,035%, P=0,012–0,036%, Cr=0,03–0,37%, Ni=0,02–0,28%, Cu=0,03–0,17%, Al=0,005–0,06%, Ti=0,002–0,18%, B=0,0005–0,010%.

Экспериментальные значения критических точек опытных сталей определяли дифференциальным методом на dilatометре, скорость нагрева и охлаждения образцов не превышала 5°/мин. Полученные модели имеют следующий вид:

$$A_{c1} = 588 + 183C - 18,77Mn - 12Si + 2493S + 2439P + 12,49 \times \\ \times Cr - 147Ni + 135Cu - 590Al + 55Ti - 232C^2 - 64C \cdot Ti + \\ + 1605Ti^2 + 8353B(1 + 0,88C - 6,75Ti - 114,3B) \pm 0,01; \text{ } ^\circ\text{C}; \quad (1)$$

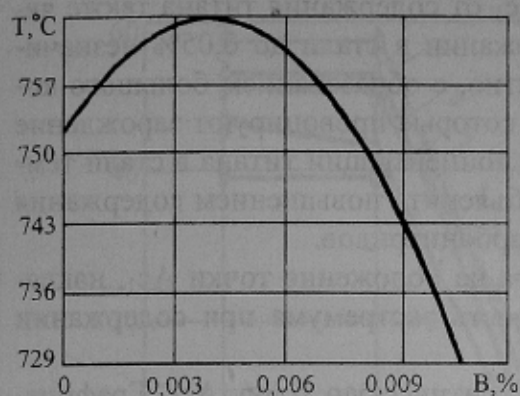
$$A_{c3} = 867 - 173,33C + 16,39Mn + 68,56Si - 82,29Ni - 1962Al + \\ + 8645C B + 648Ti(1 + 4,57Ti - 101,9B - 1,58 \cdot C) \pm 2,34; \text{ } ^\circ\text{C}; \quad (2)$$

$$A_{r3} = 356 - 402Ln(C) + 145Mn - 57Si + 5613P - 333Cr + 20 \times \\ \times Ln(Al) + 1311Ti + 4768B - 94(Al(C))^2 + 1420Ln(C) \cdot Ti + \\ + 42(Ln(C))^3 + 11Ln(C) \cdot Mn \cdot Si + 67967Ln(C) \cdot Ti \cdot B \pm 2,47; \text{ } ^\circ\text{C}; \quad (3)$$

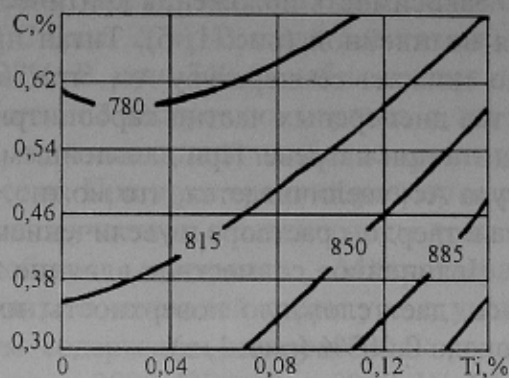
$$A_{r1} = 874 + 84Ln(C) + 33Ln(S) + 60Cr - 402Cu - 103Ti - 3117 \times \\ \times B - 3268Ln(C) B \pm 3,87; \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (4)$$

Все модели являются адекватными: для уровня надежности 0,95% коэффициент множественной корреляции $R_{Ac1} = 0,99$, $R_{Ac3} = 0,99$, $R_{Ar3} = 0,99$, $R_{Ar1} = 0,98$, для всех моделей расчетный критерий Фишера превосходит табличные значения.

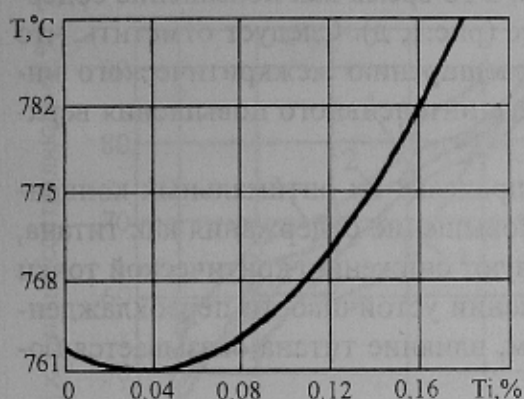
Расчетные зависимости раздельного и совместного влияния титана и бора на положение критических точек показаны на рис. 1. Кривая зависимости A_{c1} от содержания бора имеет форму параболы, бор повышает значение критической точки A_{c1} примерно до 0,003% своего содержания в металле. При дальнейшем повышении концентрации бора в стали значение температуры критической точки A_{c1} начинает уменьшаться (рис.1, а). Проведенные ранее исследования показали, что около 50% от общего содержания бора находится в твердом растворе [2]. Бор, как горофильный элемент, распределяется по границам зерен и субзерен, заполняя и достраивая дефекты упаковки в этих участках, тем самым снижает межфазную энергию и задерживает начало полиморфного превращения. По данным [3], насыщение аустенита бором происходит при его содержании 0,002%. Дальнейшее повышение концентрации бора в стали приводит к интенсивному образованию его соединений с азотом и железом, которые, располагаясь по границам зерен, являются центрами зарождения аустенита при нагреве.



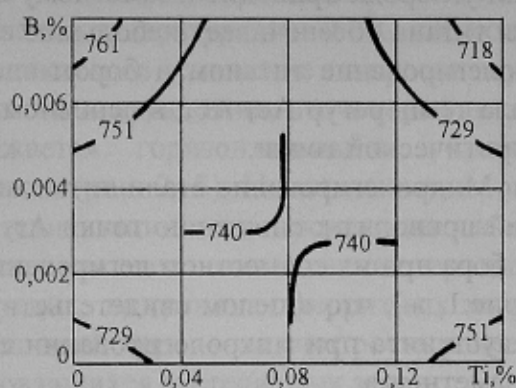
а



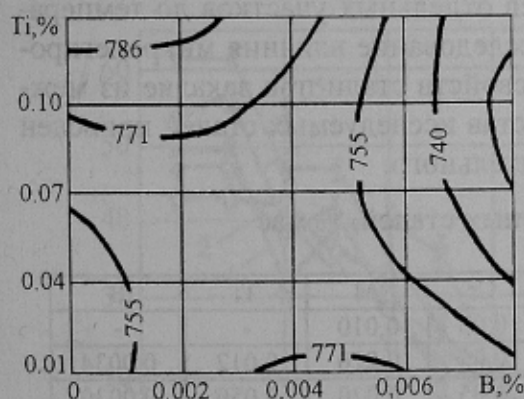
д



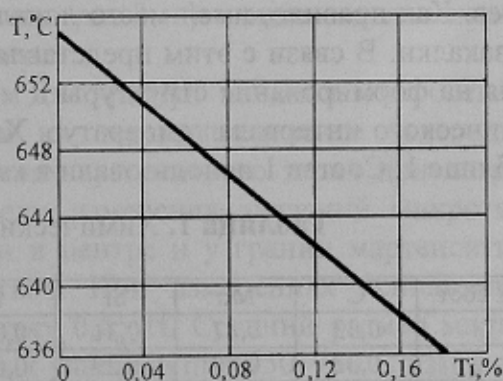
б



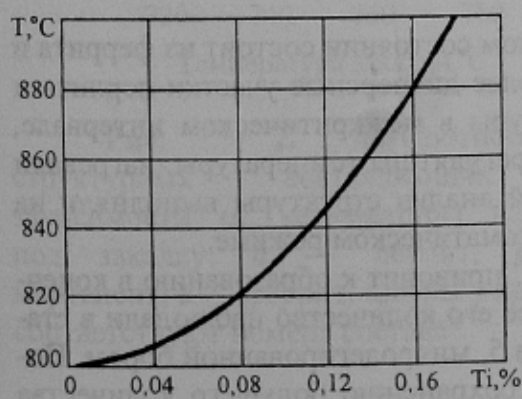
е



в



ж



г

Рис.1. Влияние легирующих элементов на положение критических точек Ac_1 (а-в); Ac_3 (г, д); Ar_3 (е); Ar_1 (ж)

Зависимость положения критической точки A_{c1} от содержания титана также является нелинейной (рис. 1, б). Титан при его содержании в стали до 0,05% незначительно снижает температуру A_{c1} , что связано, вероятно, с образованием большого количества дисперсных частиц карбонитридной фазы, которые провоцируют зарождение аустенита при нагреве. При дальнейшем повышении концентрации титана в стали температура A_{c1} увеличивается, что можно, очевидно, объяснить повышением содержания титана в твердом растворе и увеличением размеров карбонитридов.

Нелинейное совместное влияние титана и бора на положение точки A_{c1} , накладываясь, дает сложную поверхность, имеющую область экстремума при содержании бора около 0,003% (рис. 1, в).

Из уравнения 2 следует, что титан повышает критическую точку A_{c3} . Графическое изображение этой зависимости показано на рис. 1, г. Совместное влияние титана и углерода на положение точки A_{c3} оказывается сложным. При этом увеличение концентрации углерода приводит к заметному ее снижению, в то время как повышение содержания титана обеспечивает небольшое ее повышение (рис. 1, д). Следует отметить, что микролегирование титаном и бором способствует расширению межкритического интервала температур A_{c1} - A_{c3} , в основном, за счет более интенсивного повышения верхней критической точки.

Микролегирование стали титаном и бором в пределах их оптимальных концентраций приводит к снижению точки A_{r3} (рис. 1, е). Повышение содержания как титана, так и бора при их совместном легировании способствуют снижению критической точки A_{r1} (рис. 1, ж), что в целом свидетельствует о повышении устойчивости переохлажденного аустенита при микролегировании стали, причем, влияние титана оказывается более «заметным».

При термической обработке опытно-промышленной партии крупногабаритных и массивных изделий, особенно при индукционном нагреве под закалку деталей сложной формы, изготовленных из микролегированных сталей, наблюдали неравномерный их нагрев. Как правило, имел место локальный недогрев отдельных участков до температур заковки. В связи с этим представляет интерес исследование влияния микролегирования на формирование структуры и механических свойств стали при закалке из межкритического интервала температур. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1. Состав 1 использовали в качестве сравнительного.

Таблица 1. Химический состав опытных сталей, % мас

№ сост.	C	Mn	Si	S	P	Cr	Al	Ti	B
1	0,33	0,87	0,31	0,030	0,030	0,06	0,010	-	-
2	0,32	0,99	0,29	0,035	0,015	0,05	0,020	0,012	0,0034
3	0,33	0,89	0,33	0,034	0,020	0,05	0,020	0,050	0,0030
4	0,32	0,66	0,29	0,030	0,012	0,04	0,013	0,033	-
5	0,30	0,76	0,26	0,035	0,026	0,05	0,005	-	0,0028

Исходная структура всех сталей в горячекатаном состоянии состоит из феррита и перлита. Стали, содержащие титан и бор, имеют более дисперсные участки перлита и ферритные зерна. Образцы до требуемой температуры в межкритическом интервале, которую поддерживали с помощью высокоточного регулятора температуры, нагревали в контейнере. Количественный металлографический анализ структуры выполняли на автоматическом анализаторе "EPIQUANT" в полуавтоматическом режиме.

Установлено, что закалка с нагревом до 740⁰С приводит к образованию в конечной структуре стали 40–55% мартенсита, наибольшее его количество наблюдали в стали состава 1 без микролегирования и в стали состава 5, микролегированной бором. Повышение содержания титана в стали способствует сохранению большего количества

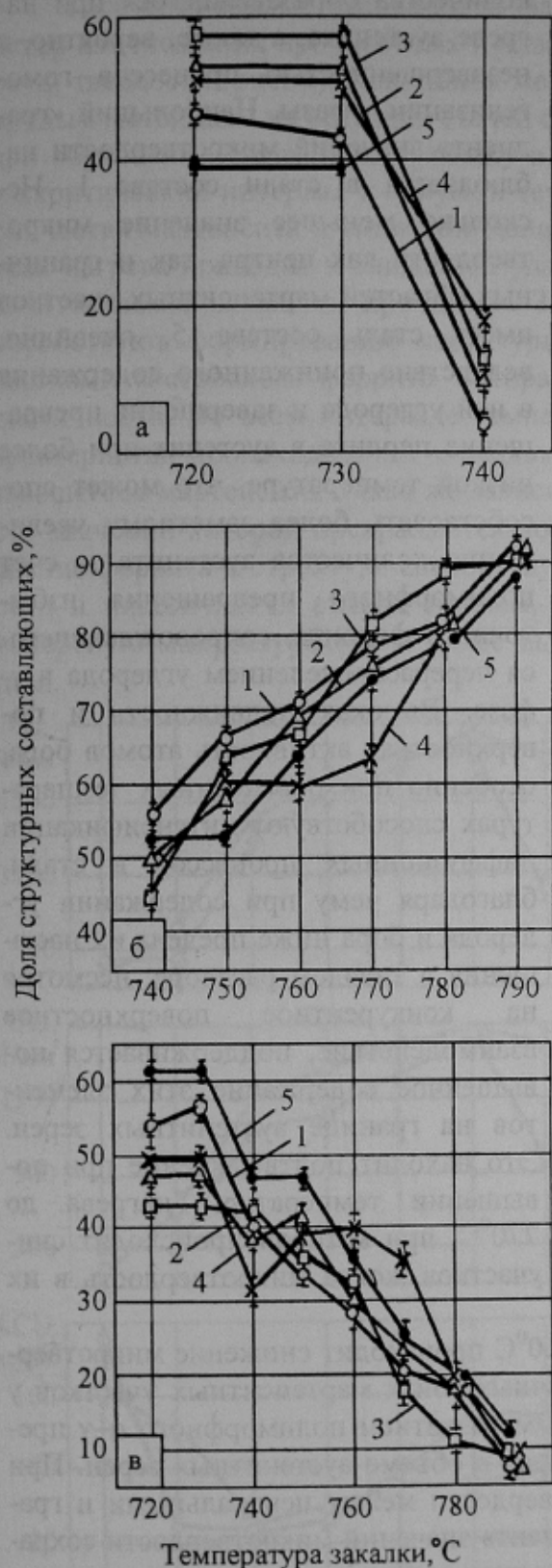


Рис. 2. Соотношение структурных составляющих в зависимости от температуры нагрева под закалку: *а* — перлит, *б* — мартенсит; *в* — феррит; цифры у кривых соответствуют номеру состава

перлита после нагрева до температуры 740°C (рис. 2, а). В сталях без титана, но с $0,028\%$ В при 740°C наблюдаются лишь небольшие «островки» перлита в тех местах, где находились наиболее крупные его участки. При этом средний размер мартенситных участков с повышением доли микродобавок снижается. Микротвердость перлита в исходной структуре с увеличением содержания микродобавок увеличивается с 2080 Н/мм^2 до 2960 Н/мм^2 , что связано с повышением дисперсности перлита.

У микролегированных сталей в интервале температур $740\text{--}760^{\circ}\text{C}$ наблюдается некоторое снижение скорости аустенитного превращения, что на графике отображается горизонтальными участками кривых (рис. 2, б). По-видимому, процесс аустенитизации здесь происходит главным образом за счет возникновения зародышей аустенита на границах ферритных зерен, и в меньшей мере — за счет роста ранее образовавшихся аустенитных зерен.

При нагреве до 800°C аустенитизация в значительной степени завершается и в структуре стали остается около 10% феррита (рис. 2, в) в виде отдельных мелких зерен.

Для оценки влияния микролегирования на перераспределение углерода в пределах аустенитного зерна при нагреве провели измерения значений микротвердости в центре и у границ мартенситных участков. При измерениях использовали нагрузку $0,25\text{ Н}$. Средний размер мартенситных участков при $750\text{--}760^{\circ}\text{C}$ изменялся в пределах $10\text{--}15\text{ мкм}$, при 770°C — $15\text{--}23\text{ мкм}$, при 780°C — $18\text{--}37\text{ мкм}$, при 790°C — $20\text{--}58\text{ мкм}$. Измерения микротвердости осуществляли на участках, допускающих проведение нескольких замеров.

После нагрева до 750°C наблюдали максимальные значения микротвердости как в центре, так и на границе мартенситных участков при наибольших различиях и в их величине (рис. 3). Это связано, прежде всего, с более высокой концентрацией углерода в мартенсите из-за меньшего

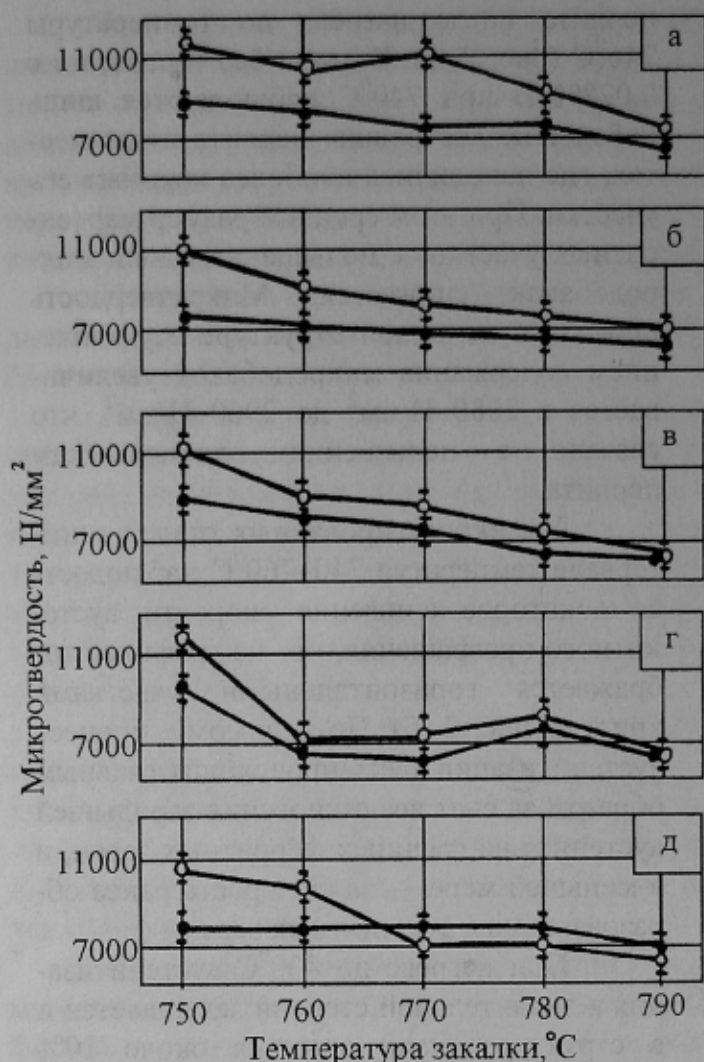


Рис. 3. Микротвердость в центре и у границ мартенситных участков: о — центр участка; ● — граница участка; а — состав 1; б — состав 2; в — состав 3; г — состав 4; д — состав 5

жение микротвердости в центре мартенситных «граничной» зоне практически не изменяется.

С увеличением температуры нагрева до 760⁰С происходит снижение микротвердости в центральных микрообъемах и приграничных зонах мартенситных участков у сталей всех составов, что связано с более полным развитием полиморфного α-γ превращения и процессов перераспределения углерода в объеме аустенитных зерен. При этом уменьшается разница в значениях микротвердости между центральными и граничными зонами мартенситных участков. «Градиент» значений микротвердости сохраняется более высоким в базовой стали. В сталях, микролегированных титаном, процессы перераспределения углерода идут более интенсивно и разница в значениях микротвердости между зонами составляет около 900 Н/мм², в то время как в сталях без титана — около 2200 Н/мм². Повышение температуры нагрева до 790⁰С приводит к практически полному устранению различий в значениях микротвердости по сечению мартенситных участков у сталей всех составов, что может свидетельствовать о высокой степени гомогенизации аустенита по углероду при этих температурах.

количества образовавшегося при нагреве аустенита, а также, вероятно, с незавершенностью процессов гомогенизации γ-фазы. Наибольший «градиент» значений микротвердости наблюдается в стали состава 1. Несколько меньшее значение микротвердости как центра, так и граничных областей мартенситных участков имеет сталь состава 5, очевидно, вследствие пониженного содержания в ней углерода и завершения превращения перлита в аустенит при более низкой температуре, что может способствовать более заметному увеличению количества аустенита за счет полиморфного превращения избыточного феррита, сопровождающегося перераспределением углерода в γ-фазе. Высокая подвижность и поверхностная активность атомов бора, особенно при повышенных температурах способствуют интенсификации диффузионных процессов в стали, благодаря чему при содержании углерода и бора ниже предела их насыщения в твердом растворе, несмотря на конкурентное поверхностное взаимодействие, поддерживается повышенное содержание этих элементов на границе аустенитных зерен. Это находит подтверждение при повышении температуры нагрева до 770⁰С, при которой происходит снижение микротвердости в их

Рассматриваемые особенности фазовых превращений в сталях определяют характер изменения их прочностных и пластических характеристик, а также ударной вязкости, твердости (рис. 4). Испытания механических характеристик проводили по стандартным методикам на образцах сталей составов 1 и 3 после предварительной термической обработки, включающей закалку в воде от фиксированных температур нагрева в межкритический интервал и отпуск в течение 2 ч. при температуре 200⁰С. Увеличение количества мартенсита и снижение доли перлита в структуре при невысоких температурах нагрева приводит к снижению ударной вязкости и пластичности сталей при незначительном повышении прочности. Закалка сталей от 760–780⁰С и низкий отпуск способствуют формированию структуры отпущенного мартенсита с разрозненными участками «островков» феррита, которая обеспечивает получение низкой вязкости и пластичности. Во всем интервале температур нагрева под закалку рост прочностных характеристик происходит, как и следовало ожидать, с увеличением количества образовавшегося мартенсита. Такая же зависимость наблюдается при измерении твердости, рост значений которой прекращается после «исчезновения» ферритных участков. Устранение феррита в структуре способствует и существенному повышению ударной вязкости и пластичности сталей, причем, микролегирование позволяет получить более дисперсную микроструктуру и более высокий комплекс механических характеристик стали.

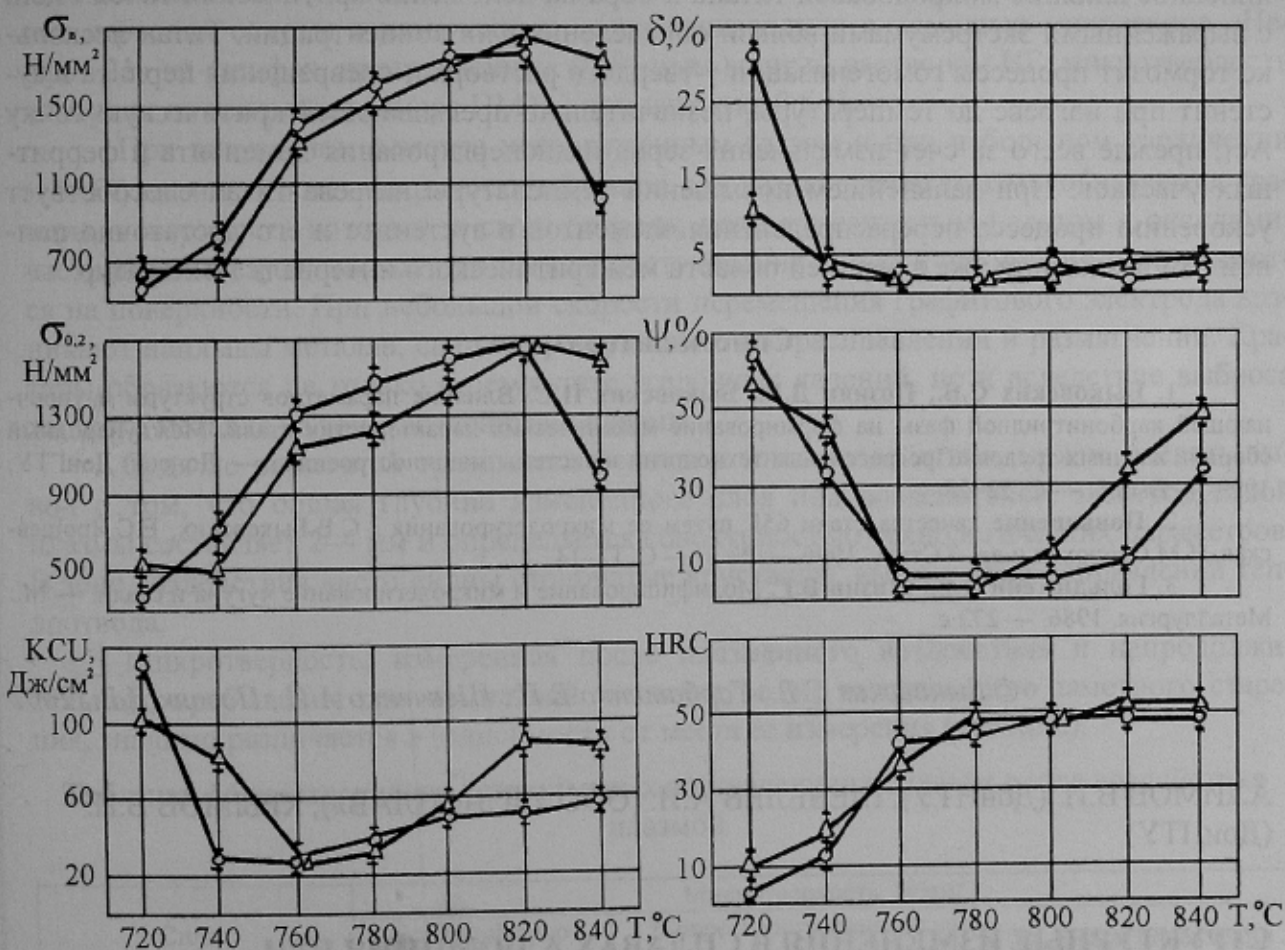


Рис. 4. Влияние температуры нагрева под закалку на изменение механических свойств опытных сталей

Испытания на относительную износостойкость проводили на сталях составов 1 и 3 по ГОСТ 23.208-79. Результаты испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2. Изменение относительной износостойкости опытных сталей от температуры нагрева под закалку*

Показатель	Температура нагрева под закалку, °С					
	г.к. сост.	740	760	780	800	820
Относительная износостойкость ϵ	0,80	0,95	1,35	1,75	1,85	2,20
	0,70	0,75	1,15	1,35	1,40	1,50

* в числителе — значения износостойкости стали состава 3, в знаменателе — значения износостойкости стали состава 1

Износостойкость стали, микролегированной титаном и бором, после закалки от температур 740–860°С и низкого отпуска, оказывается более высокой в сравнении со сталью состава 1 без микродобавок. Такое повышение показателей износостойкости достигается за счет формирования более дисперсной структуры стали после термической обработки и образования большого количества равномерно распределенной высокодисперсной упрочняющей карбонитридной фазы.

Таким образом, совместное микролегирование среднеуглеродистой конструкционной стали титаном и бором способствует формированию повышенного комплекса ее механических характеристик после термической обработки. Установлено сложное нелинейное влияние микродобавок титана и бора на положение критических точек стали с выраженными экстремумами вблизи определенных их концентраций. Титан несколько тормозит процессы гомогенизации γ -твердого раствора и превращения перлита в аустенит при нагреве до температуры, незначительно превышающей критическую точку A_{c1} , прежде всего за счет измельчения зерна и диспергирования цементита и ферритных участков. При дальнейшем повышении температуры нагрева титан способствует ускорению процесса перераспределения элементов в аустените и его достаточно полной гомогенизации уже в верхней области межкритического интервала температур.

Список литературы

1. Быковских С.В., Позняк Д.В., Быковских П.С. Влияние параметров структуры и упрочняющей карбонитридной фазы на формирование механических характеристик стали. Международный сборник научных трудов «Прогрессивные технологии и системы машиностроения». — Донецк: ДонГТУ, 1999. — Вып.8. — С. 22–28.
2. Повышение качества стали 65Г путем ее микролегирования / С.В.Быковских, Е.С.Ярошевская, Н.М.Скороход и др. // Сталь, 1996. — № 5. — С. 12–14.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. — М.: Металлургия, 1986. — 272 с.

© Быковских С.В., Горбатенко В.П., Шевченко А.И., Позняк Д.В., 2002

АЛИМОВ В.И. (ДонНТУ), ШЕВЕЛЕВ А.И. (ООО «ДОНСПЛАВ»), КРЫМОВ В.Н. (ДонНТУ)

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМОЙ

На литых пробах промышленных вторичных сплавов алюминия установлены структурные изменения под воздействием электродуговой углеродсодержащей плазмы.