УДК 669.15-194-966.5

ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ С УРОВНЕМ ПРОЧНОСТИ 2200...2600 МПа*

В.П. ВЫЛЕЖНЕВ*[1], *канд. техн. наук, доцент
А.А.СУХИХ*[2], *научный сотрудник
Ю.Н.СИМОНОВ*[1], *доктор техн. наук, профессор
В.Б. ДЕМЕНТЬЕВ*[2], *доктор техн. наук
(*[1]ПНИПУ, г. Пермь,[2]ИМ УрО РАН, г. Ижевск*)

Получена 28 октября 2013
Рецензирование 20 декабря 2013
Принята к печати 10 января 2014

Симонов Ю.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: simonov@pstu.ru

Изучена возможность получения высокочистых сталей 65С2А и 65С2ВА, выплавленных в вакуумной индукционной печи, с уровнем прочности порядка 2500 МПа. Показано, что без применения специальных методов обработки такой уровень прочности не может быть достигнут. Использование высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и обработки сталей на сверхмелкое зерно дает возможность получить в этих сталях предел прочности $\sigma_в \approx 2600$ МПа при $\psi = 20…35$ % и KCU = 0,25…0,4 МДж/м^2. При легировании низкоуглеродистой стали карбидообразующими элементами (сталь 65С2ВА) обеспечивается уровень вязкости KCU = 0,4 МДж/м^2, но сравнительно низкая пластичность $\psi < 20$ %. Без карбидообразующих элементов (сталь 65С2А) значение KCU = 0,25…0,30 МДж/м^2, но значение пластичности составляет $\psi = 35…40$ %.

Изучение строения изломов показало, что в результате ВТМО уменьшаются размеры поверхностей сколов, исчезают участки межзеренного разрушения, а главное – увеличивается площадь излома, занятая ямками. Можно считать, что это является следствием общего диспергирования структуры при ВТМО.

Ключевые слова: высокочистые низколегированные кремнистые стали, высокопрочное состояние, высокотемпературная термомеханическая обработка, обработка на сверхмелкое зерно.

Введение

Для материалов, применяемых в машиностроении, определенный интерес представляют высокопрочные стали и сплавы, прочность которых близка к 2500 МПа. Известны никель-кобальтовые стали с малым содержанием углерода, у которых прочность обеспечивается за счет закалки на мартенсит и последующего старения, так называемые мартенситностареющие стали (МСС). МСС обладают практически неограниченной прокаливаемостью и сравнительно низкой мартенситной точкой, позволяющей после охлаждения получить в структуре определенное количество остаточного аустенита [1]. Кроме высокого уровня прочности и надежности МСС обладают высокой хладостойкостью. Однако широкое применение МСС ограничивается их чрезвычайно высокой стоимостью.

Предел прочности $\sigma_в \geq 2500$ МПа может быть достигнут на конструкционных легированных сталях, содержащих более 0,45 % углерода, в которых высокий уровень прочности достигается путем закалки и низкого отпуска. Однако

* Работа осуществлена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации Постановления 218 «Развитие кооперации Российских вузов и промышленных предприятий», договор № 02.G25.31.0068 между Минобрнауки РФ и ОАО «Мотовилихинские заводы» и договор № 2013/050 между ОАО «Мотовилихинские заводы» и ФГБОУ ВПО Пермский национальный исследовательский политехнический университет.

такие стали, как правило, обладают значительной хрупкостью, затрудняющей реализацию прочности даже при таком сравнительно мягком виде нагружения, как статическое одноосное растяжение. При одноосном растяжении предел прочности закаленной и низкоотпущенной стали возрастает с увеличением содержания углерода примерно до 0,45 %. При более высоком содержании углерода образцы разрушаются хрупко, наблюдается некоторая тенденция к снижению предела прочности [2].

Применение оптимального легирования, уменьшение содержания вредных примесей серы и фосфора, а также и вредных газов (кислород, водород, азот), термомеханическая и термическая обработка с целью диспергирования структуры, как известно, повышают вязкость и пластичность и тем самым создают условия для реализации высокой прочности. Поэтому можно ожидать, что даже при содержании углерода более 0,45 % разрушению будет предшествовать определенная макропластическая деформация, и, следовательно, будет реализовываться более высокая прочность, чем у стали с 0,45 % С.

Целью настоящей работы является повышение прочности низколегированных сталей 65С2А и 65С2ВА до уровня 2500 МПа путем их обработки на сверхмелкое зерно и проведение ВТМО по схеме винтового протягивания [3].

Материалы и методы исследования

Материалами исследования служили кремнистые стали 65С2А и 65С2ВА. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Для уменьшения в этих сталях содержания вредных примесей (серы и фосфора, а также вредных газов – водорода, азота и кислорода) выплавку осуществляли в 200-килограммовой вакуумной индукционной печи с последующим рафинированием методом электрошлакового переплава. Слитки ковали при температуре 1150…950 °С на заготовки размером 100×100×1000 мм, подвергали отпуску при 650 °С 10 ч. Затем полученные заготовки прокатывали при температуре 1150…950 °С на прутки диаметром 18…22 мм. После прокатки стали подвергали отжигу при 720 °С 20 ч.

Упрочняющая обработка сталей 65С2А и 65С2ВА состоит в следующем.

1. Закалка с 860 °С в масло и отпуск в интервале температур 150…500 °С.

2. ВТМО. При ВТМО заготовку с припуском под обжатие нагревали в индукторе от лампового генератора ЛЗ-67В, протягивали через деформирующий узел, где она обжималась до требуемой степени деформации в деформирующих рамках. При выходе из зоны деформации заготовка в натянутом состоянии охлаждалась (закаливалась) водой в спрейере, установленном за деформирующим узлом. Учитывая накопленный опыт, литературные данные и ограничения по силовым параметрам установки, ВТМО проводили со степенью деформации 20 %.

3. Обработка на сверхмелкое зерно: быстрый нагрев под закалку с кратковременной выдержкой выше Ac_3 и низким отпуском. Быстрый нагрев под закалку осуществляли погружением в расплавленную соль при обработке в интервале температур 830…900 °С и проведении закалки ТВЧ при температурах 870…950 °С. При закалке ТВЧ деформирующие ролики разводили.

Контроль температур нагрева, деформации осуществляли с помощью оптического пирометра ОППИР-017. В качестве заготовок под ВТМО и закалку ТВЧ использовали прутки диаметром 18…22 мм и длиной 700 мм с подготовленным под захват хвостовиком.

Стандартные механические характеристики при растяжении ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, σ, Ψ) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

№ п/п	Марка стали	Содержание элементов, % (масс.)									
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	W
1	65С2А	0,64	0,81	1,63	0,018	0,020	0,22	0,21	0,19	–	–
2	65С2ВА	0,69	0,87	1,67	0,014	0,016	0,22	0,23	0,20	0,02	0,96

Instron-SATEC 300 LX. Ударную вязкость (KCU) определяли на образцах тип 1 (ГОСТ 9454–78) на маятниковом копре МК-30. Значение характеристики в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–4 образцов.

Изучение строения изломов осуществляли на сканирующем электронном микроскопе HITACHI S-3400N при увеличении от 500 до 1500 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ. Микроструктурные исследования проводили с помощью микроскопа Olympus GX-51. Структуру выявляли путем травления 4 %-м раствором HNO_3 в этиловом спирте. Границы зерен бывшего аустенита выявляли в соответствии с методикой, описанной в [4]. Размер зерна оценивали методом секущих.

Рентгеноструктурные исследования осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 в излучении от Co-анода. Содержание аустенита определяли по отношению интегральных интенсивностей рентгеновских дифракционных линий (200) – аустенита и (200) – мартенсита. Изменение содержания углерода оценивали по положению центра тяжести линий (211) мартенсита.

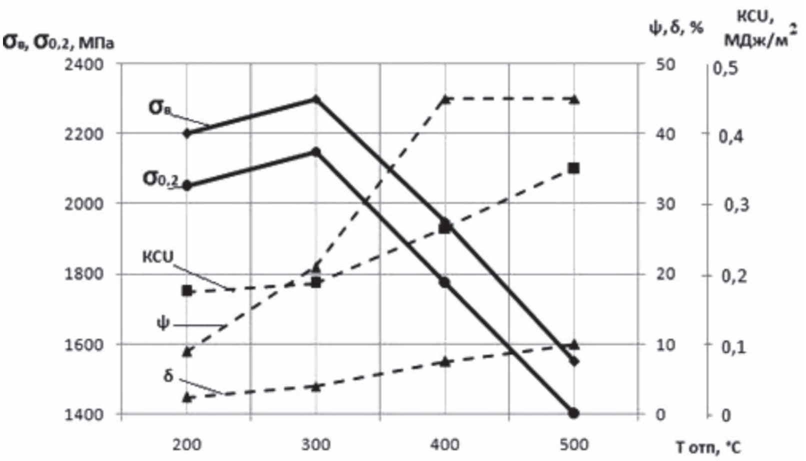
Результаты и обсуждение

Исследование свойств сталей 65С2А и 65С2ВА после закалки и отпуска

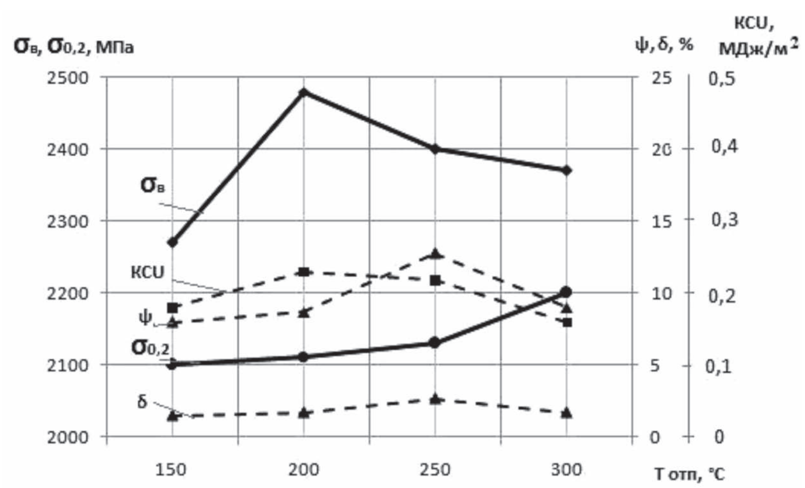
Свойства стали 65С2А после закалки и низкого отпуска представлены на рис. 1, *а*. Сталь 65С2А после низкого отпуска обладает низкой пластичностью, и, по-видимому, в связи с этим после отпуска при 200 °С эта сталь имеет более низкую прочность, чем после отпуска при 300 °С. Предел прочности для этой стали не превашыет 2300 МПа. Повышение предела текучести при изменении температуры отпуска с 200 до 300 °С очевидно связано с релаксацией локальных микронапряжений [5]. Уже после отпуска выше 350 °С уровень прочности стали 65С2А падает ниже 2000 МПа, и поэтому исследование свойств после более высоких температур отпуска с точки зрения получения сверхвысокого уровня прочности представляется бесперспективным.

Изучение строения изломов стали 65С2А (рис. 2, *а*, *б*) позволяет заключить, что трещина в основном распространялась по хрупким механизмам: наблюдаются обширные участки, занятые фасетками квазискола, а также отдельные фасетки межзеренного скола. Размер фасеток составляет примерно 15…20 мкм и соизмерим с размерами исходного зерна аустенита. Наряду с фасетками можно наблюдать небольшие участки с маленькими неглубокими ямками. Форма и размеры ямок свидетельствуют о малой пластической деформации, развивающейся при распространении трещины.

После отпуска при 300 °С (рис. 2, *б*) число ямок уменьшается, а на поверхности сколов появляются отдельные гребешки, затрудняющие

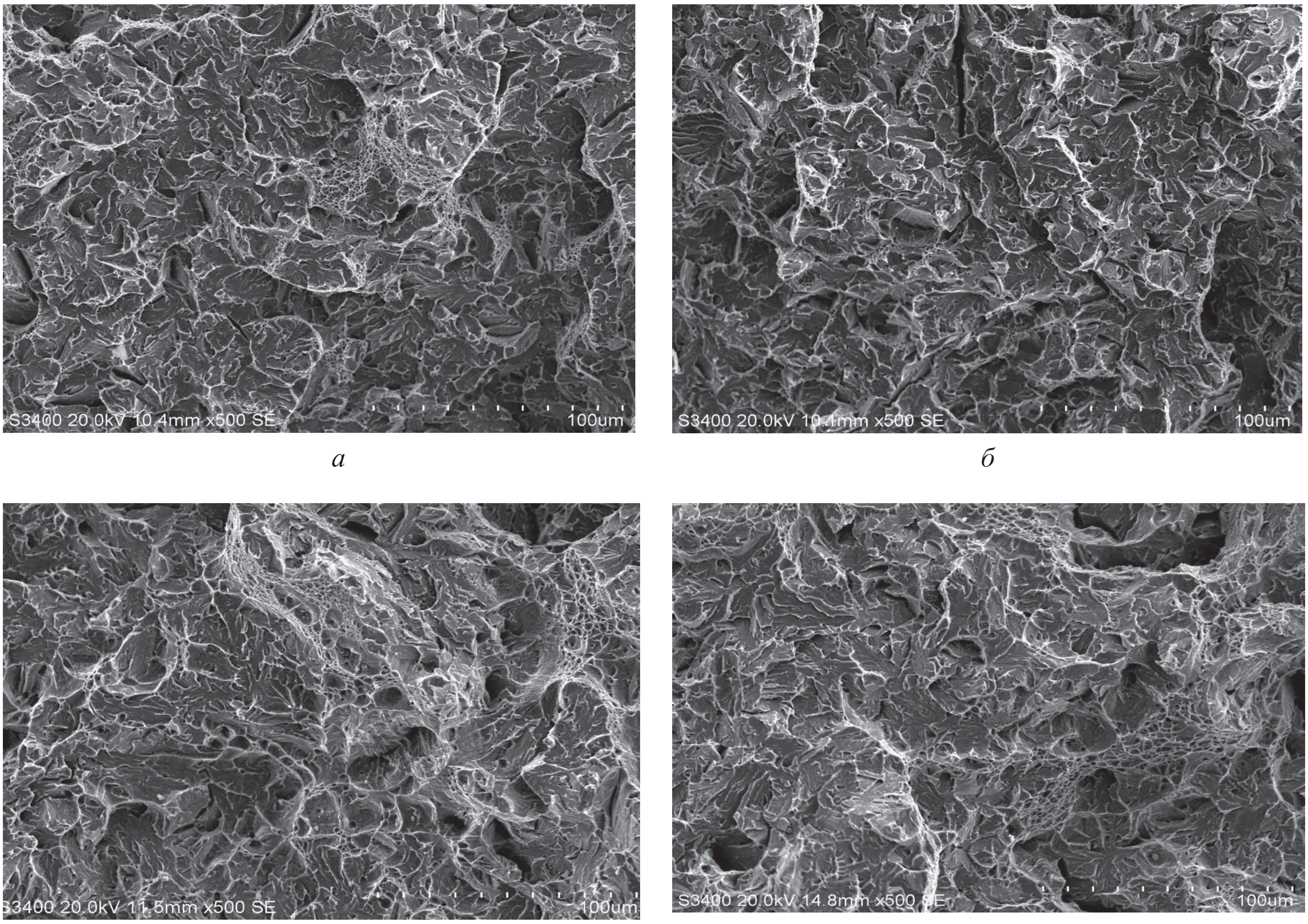


а



б

Рис. 1. Зависимость характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости сталей 65С2А (*а*) и 65С2ВА (*б*) от температуры отпуска



а *б* *в* *г*

Рис. 2. Поверхность разрушения ударных образцов сталей 65С2А (*а*, *б*) и 65С2ВА (*в*, *г*) после отпуска при 200 °С (*а*, *в*) и 300 °С (*б*, *г*)

развитие трещины. Уменьшение числа ямок может быть объяснено увеличением сцепления включений с матрицей за счет релаксации микронапряжений на границе раздела «матрица–включение».

Прочность стали 65С2ВА выше, чем стали 65С2А (рис. 1, *б*). Предел прочности $\sigma_в \geq 2500$ МПа реализуется после отпуска при температуре 200 °С. Более высокая вязкость и пластичность этой стали возможно связана с более низким содержанием углерода в твердом растворе, чем у стали 65С2А. Об этом свидетельствует меньший параметр решетки α-фазы в стали 65С2ВА (2,892 А° у стали с вольфрамом; 2,900 А° у стали без вольфрама). Это объясняется тем, что часть углерода связана в карбиды вольфрама. Видимо наличием нерастворимых при аустенитизации карбидов вольфрама объясняет более высокую вязкость и меньшую пластичность стали 65С2ВА по сравнению со сталью 65С2А.

Действительно, как показывает изучение строения изломов, в пределах поверхности сколов содержится значительно большее число ямок (рис. 2, *в*, *г*). Причем поверхности скола содержат большое число перемычек и гребней, т. е. поверхность излома значительно более развита, чем у стали 65С2А.

Таким образом, используя в качестве метода упрочнения закалку и низкий отпуск низколегированной стали, содержащей ~ 0,65 % С, можно достигнуть прочности 2500 МПа. Полагаем, что наличие труднорастворимых карбидов и пониженное содержание углерода в твердом растворе способствует повышению вязкости и, как следствие, реализации высокой прочности.

Влияние ВТМО на свойства низколегированных сталей

С целью повышения комплекса свойств сталей 65С2А и 65С2ВА проводили ВТМО по схеме винтового протягивания. Как следует из данных, приведенных в табл. 2, наиболее значительный прирост прочности стали 65С2А наблюдается после низкого отпуска. Так, после отпуска

Таблица 2

Влияние ВТМО на свойства стали 65С2А

Режим обработки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU МДж/м^2
Отпуск 200 °С					
Закалка 860 °С	2200	2050	4	8	0,18
ВТМО, $T_{деф}$ = 900 °С	2540	2280	8	31	0,21
ВТМО, $T_{деф}$ = 950 °С	2500	2220	9	35	0,22
ВТМО, $T_{деф}$ = 1000 °С	2530	2290	7	25	0,16
Отпуск 300 °С					
Закалка 860 °С	2300	2150	4,6	20	0,19
ВТМО, $T_{деф}$ = 900 °С	2460	2290	7,5	36	0,26
ВТМО, $T_{деф}$ = 950 °С	2440	2250	9,2	40	0,26
ВТМО, $T_{деф}$ = 1000 °С	2450	2300	7,5	35	0,19

при 200 °С сталь 65С2А, подвергнутая ВТМО, имеет $\sigma_в \geq 2500$, в то время как после контрольной обработки 2200 МПа. Увеличение вследствие ВТМО вязкости и относительного сужения наблюдается практически во всем исследованном интервале температур отпуска.

Необходимо отметить, что свойства, полученные в результате ВТМО, зависят от температуры горячей деформации. Оптимальной температурой деформации является 950 °С. При более низкой температуре (900 °С) получается несколько более высокая прочность и меньшая пластичность. При температуре 1000 °С происходит укрупнение структуры, что приводит к уменьшению ударной вязкости исследуемой стали.

Свойства стали 65С2ВА, подвергнутой ВТМО, приведены в табл. 3. В этой стали прочность $\sigma_в \geq 2500$ МПа обеспечивается после отпуска при 150 и 200 °С, и в ней применение ВТМО приводит к повышению вязкости, хотя пластические свойства меняются не очень значительно.

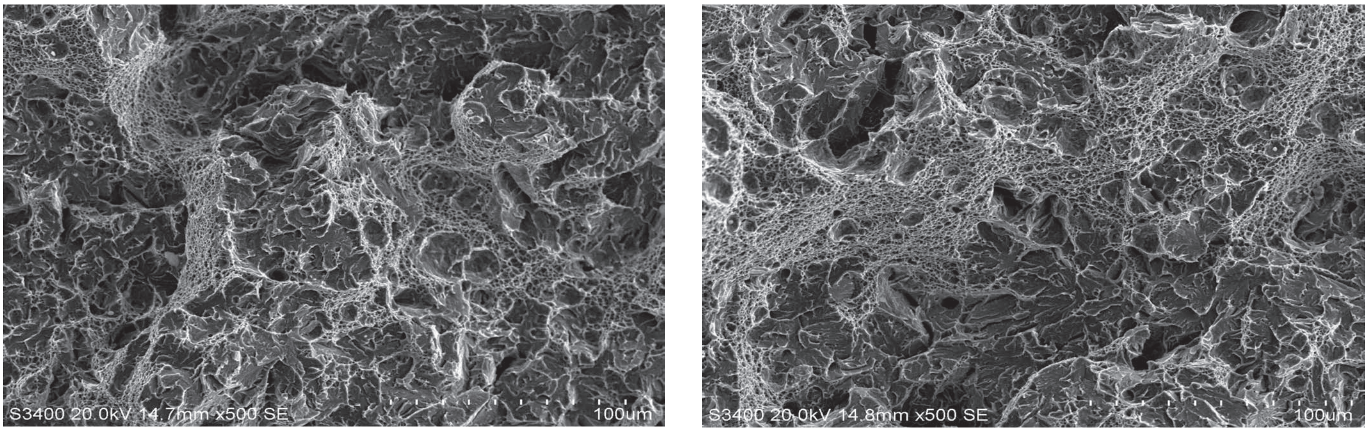
Микроструктурные и электронно-микроскопические исследования показывают, что в результате ВТМО в стали 65С2ВА происходит общее измельчение структуры и фрагментация кристаллов мартенсита. Эти наблюдения согласуются с общепринятыми представлениями о влиянии ВТМО на структуру сталей [6]. Из всех исследованных температур деформации наилучшие свойства достигаются после деформации при 1000 °С. Вследствие легирования карбидообразующим элементом – вольфрамом при температуре 1000 °С огрубления структуры не наступает противоположно тому, как это имеет место в стали 65С2А.

Изучение строения изломов (рис. 3, *а*, *б*) показывает, что в результате ВТМО уменьшаются размеры поверхностей сколов (с 20 до 10 мкм), не наблюдается межзеренного разрушения, а главное, увеличивается

Таблица 3

Влияние ВТМО на свойства стали 65С2ВА

Режим обработки	$\sigma_В$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, МДж/м^2
Отпуск 150°С					
Закалка 860 °С	2270	2100	1,4	8,3	0,18
ВТМО, $T_{деф}$ = 870 °С	2510	2130	3,0	6,0	0,17
ВТМО, $T_{деф}$ = 910 °С	2400	2200	4,0	12,6	0,21
ВТМО, $T_{деф}$ = 950 °С	2550	2230	5,0	8,5	0,26
ВТМО, $T_{деф}$ = 1000 °С	2600	2070	5,3	9,0	0,31
Отпуск 200 °С					
Закалка 860 °С	2480	2110	1,6	9,2	0,22
ВТМО, $T_{деф}$ = 870 °С	2460	2230	3,0	7,5	0,19
ВТМО, $T_{деф}$ = 910°С	2500	2240	4,6	11,5	0.28
ВТМО, $T_{деф}$ = 950 °С	2500	2240	5,3	11,5	0,36
ВТМО, $T_{деф}$ = 1000 °С	2550	2180	6,0	14,5	0,40
Отпуск 300 °С					
Закалка 860 °С	2370	2200	1,2	9,5	0,19
ВТМО, $T_{деф}$ = 870 °С	2400	2250	3,3	11,0	0,21
ВТМО, $T_{деф}$ = 910 °С	2440	2300	3,0	6,5	0,25
ВТМО, $T_{деф}$ = 950 °С	2420	2260	6,2	22	0,34
ВТМО, $T_{деф}$ = 1000°С	2450	2300	7,0	27	0,38



а *б*

Рис. 3. Поверхность разрушения ударных образцов сталей 65С2ВА после ВТМО при температуре 1000 °С и отпуска при 200 (*а*) и 300 (*б*) °С

площадь излома, занятая ямками. Можно считать, что это является следствием общего измельчения структуры при ВТМО.

Изучение влияния скоростного нагрева на прочность стали 65С2ВА

Скоростной нагрев под закалку с ограничением времени выдержки в высокотемпературной области рассматривается как способ получения мелкозернистой структуры и, как следствие, повышения комплекса свойств сталей [7]. В настоящей работе скоростной нагрев проводили путем погружения в расплавленную соль и с помощью нагрева ТВЧ. Продолжительность нагрева в соляной ванне составляла 3 мин, при индукционном нагреве 14…17 с. Перед быстрым нагревом сталь обрабатывали по следующему режиму: нагрев в электропечи до 860 °С, выдержка 40 мин, охлаждение в масле + отпуск 650 °С 2 ч.

При нагреве в соляной ванне и в результате закалки ТВЧ происходит измельчение структуры, но также очевидно, что индукционный нагрев приводит к более сильному измельчению структуры стали 65С2ВА (табл. 4).

Свойства стали 65С2ВА, подвергнутой закалке с быстрым нагревом, приведены в табл. 4. Из представленных в табл. 4 результатов следует, что применение быстрого нагрева под закалку существенно повышает не только прочность, но и пластичность и ударную вязкость.

Таким образом, применение быстрого нагрева под закалку с использованием стали 65С2ВА

Таблица 4

Влияние скоростного нагрева на свойства стали 65С2ВА

Режим термообработки	$d_з$, мкм	$\sigma_В$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, МДж/м^2
Закалка 860 °С (печь) + отпуск 200 °С	15–25	2490	2100	2,0	17,4	0,22
Закалка 860 °С (печь) + отпуск 300 °С	15–25	2380	2180	5,0	21	0,22
Закалка 860 °С (соль ванна) + 200 С	10–14	2580	2130	6,0	19,5	0,25
Закалка 860 °С (соль ванна) + 300 °С	10–14	2420	2230	6,1	36	0,25
Закалка ТВЧ + отпуск 200 °С						
$T_{нагр.}$ = 910 °С	7–11	2640	2520	5,5	12,0	0,26
$T_{нагр.}$ = 950 °С	7–12	2630	2370	6,5	18,5	0,27
$T_{нагр.}$ = 1000 °С	8–12	2600	2320	7,5	25,0	0,34
Примечание: $d_з$ –размер зерен бывшего аустенита						

позволяет получить $\sigma_B \geq 2500$ МПа при хорошей пластичности и вязкости. Следует отметить, однако, что такой способ обработки применим только для изделий небольших сечений.

Выводы

Исследование возможности обеспечения $\sigma_в \geq 2500$ МПа показало, что на низколегированных сталях без применения специальных методов обработки этот уровень прочности не может быть достигнут. Использование ВТМО и обработки с целью измельчения зерна дает возможность получить $\sigma_в \approx 2600$ МПа при ψ = 20…35 % и KCU = 0,25… 0,4 МДж/м^2.

При легировании низкоуглеродистой стали карбидообразующими элементами (сталь 65С2ВА) обеспечивается уровень вязкости KCU = 0,4 МДж/м^2, но сравнительно низкая пластичность ψ < 20 %. Без карбидообразующих элементов (сталь 65С2А) значение KCU = 0,25…0,30 МДж/м^2, но уровень локальной пластичности составляет ψ = 35…40 %.

Безусловно, высокий комплекс стандартных механических свойств еще не гарантирует высокую конструкционную прочность изделия, для определения которой необходимы натурные испытания или корреляционные зависимости, выражающие связь конструкционной прочности изделия со стандартными механическими свойствами материала. Тем не менее сравнение свойств материалов, полученных в настоящей работе, со свойствами стали 55ХМ, из которой в настоящее время изготавливают соответствующие изделия, дает определенные основания полагать, что исследованные материалы при режимах обработки, изученных в настоящей работе, обеспечат и более высокую конструкционную прочность изделий.

Список литературы

1. *Вылежнев В.П., Коковякина С.А., Симонов Ю.Н. Сухих А.А.* Повышение характеристик надежности мартенситно-стареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «Нанотриплекс» // МиТОМ. – 2010. – №11. – С. 39–47.
2. *Antolovich S., Saxena A., Chanani G.R.* Increased Fracture Toughness in a 300 Grade Maraging Steel as Result of Thermal Cycling // Metallurgical Transactions. – 1974. – Vol 5. – P. 623–632.
3. *Дементьев В.Б.* Перспективы применения совмещенных процессов деформации и термической обработки для обеспечения эксплуатационной надежности деталей // Сб. науч. труд. ОКТБ «Восход», г. Ижевск, Ижевский Механич. ин-т. – 1989. – № 1. – С. 3–16.
4. *Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О.* Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – № 6. – С. 42–45.
5. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
6. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
7. *Кидин И.Н.* Физические основы электротермической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1969. – 375 с.

OBRABOTKA METALLOV
(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)
N 1(62), January – March 2014, Pages 24–31

Economically alloyed steels with a strength level of 2200-2600 MPa

Vylezhnev V.P.[1], Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Suchyh A.A.[2], Scientific Associate
Simonov Y.N.[1], D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: simonov@pstu.ru
Dementev V.B.[2], D.Sc. (Engineering)

[1]Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., Perm, 614990, Russian Federation
[2]Institute of Mechanics Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 T. Baramzinoy st., Izhevsk, 426067, Russian Federation

Received 28 October 2013
Revised 20 December 2013
Accepted 10 January 2014

Abstract

The possibility of obtaining high-purity steels 65C2A and 65C2BA melted in a vacuum induction furnace, with the level of strength of about 2500 MPa is studied. It is shown that without the use of special processing methods this level of strength can't be achieved. Using high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) and treatment to ultrafine grain gives the opportunity to get tensile strength $\sigma_B \approx 2600$ MPa, ψ = 20-35% and KCU= 0.25-0.4 MJ/m^2. Upon alloying mild steel by carbide-forming elements (65C2A steel) the ductility KCU= 0.4 MJ/m^2 is provided , but plasticity is relatively low $\psi < 20\%$. Without the carbide-forming elements (65C2A steel) value of KCU is 0.25-0.30 MJ/m^2, but the value of plasticity is ψ = 35-40%.

Study of the fracture structure showed that due to HTMT the dimensions of the chipping surfaces are reduced, intergranular fracture sites are disappeared and the most important thing is that the area of the fracture occupied pits is increased. It can be assumed, that this is a consequence of the general dispersion structure in HTMT.

Keywords: high- purity low-alloy siliceous steel, high-strength state, HTMT, treatment to ultrafine grain.

References

1. Vylezhnev V.P., Kokovjakina S.A., Simonov Yu.N. Suhih A.A. Povyshenie harakteristik nadezhnosti martensitno-starejushhej stali 03N18K9M5T putem sozdanija struktury tipa «Nanotripleks» [Elevation of reliability characteristics of maraging steel 03N18K9M5T by creating a "nanotriplex" – type structure]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov - Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 11, pp. 39–47.

2. Antolovich S., Saxena A., Chanani G.R. Increased Fracture Toughness in a 300 Grade Maraging Steel as Result of Thermal Cycling. Metallurgical Transactions. 1974, Vol. 5, pp. 623–632.

3. Dement'ev V.B. *Perspektivy primenenija sovmeshhennyh processov deformacii i termicheskoj obrabotki dlja obespechenija jekspluatacionnoj nadezhnosti detalej* [Prospects of application of the combined processes of deformation and heat treatment to ensure the operational reliability of parts]. *Sbornik nauchnyh trudov OKTB «Voshod»* [Proceedings of the Experimental - Design and Technological Bureau " Voshod "]. Izhevsk, Izhevskij Mehanicheskij institute, 1989, no.1, pp. 3–16.

4. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.

5. Kurdjumov G.V., Utevskij L.M., Jentin R.I. *Prevrashhenija v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Nauka, 1977. 236 p.

6. Bernshtejn M.L., Zajmovskij V.A., Kaputkina L.M. *Termomehanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgija, 1983. 480 p.

7. Kidin I.N. *Fizicheskie osnovy jelektrotermicheskoj obrabotki metallov* [Physical basis of electrothermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgija, 1969. 375 p.