

УДК 669.017; 66.04

Структура и свойства малоуглеродистых низколегированных сталей

И.П. Ващенко

Судомеханический факультет МА МГТУ, кафедра технологии металлов и судоремонта

Аннотация. В работе показано влияние микролегирования и термической обработки на конструктивную прочность малоуглеродистых низколегированных сталей. Показано также влияние температуры аустенитизации и скорости охлаждения при закалке в различных средах на склонность указанных сталей к образованию пакетного мартенсита. Установлено, что микролегирование стали 09Г2С бором и кальцием, а также обработка её на структуру пакетного мартенсита способствуют повышению конструктивной прочности и хладостойкости при отрицательных температурах.

Abstract. The paper has shown the dependence of microalloying and heat treatment on structural strength of low-carbon low-alloy steel. The dependence of austenitizing temperature and cooling velocity when hardening in different media on possibility of these steel to generating the packet martensite has been shown as well. It has been established that microalloying of the 9Mn8Si4 steel by boron and calcium promotes the increase of structural strength and cold resistance at low temperatures.

1. Введение

Ранее было показано, что существенному повышению уровня конструктивной прочности и хладостойкости сталей способствует их термическая обработка на структуру пакетного мартенсита, получаемая в условиях непрерывной закалки, при которой достигается максимальное ослабление эффекта отпускной хрупкости первого рода (*Коротушенко и др.*, 1977; *Этераивили и др.*, 1979).

Получение структуры пакетного мартенсита в малоуглеродистых низколегированных сталях при закалке от стандартных температур аустенитизации затруднительно, поскольку в этом случае не удаётся полностью подавить образование феррита и троостита, негативно влияющих на величину ударной вязкости при отрицательных температурах. Для подавления ферритообразования целесообразно введение в малоperlитную сталь микродобавок бора. Бор, как известно, не оказывает влияния на величину инкубационного периода распада аустенита, но существенно замедляет ферритообразование и, тем самым, значительно повышает прокаливаемость стали. В этой связи представляет интерес исследование свойств стали, не содержащей дефицитных легирующих элементов, в которой, однако, возможно повышение прокаливаемости за счёт микродобавок бора (0.001-0.003 %).

Известно также, что повышение в стали остаточного содержания кальция до нескольких сотых долей процента способствует эффективному повышению её ударной вязкости при отрицательных температурах, выравниванию продольных и поперечных значений ударной вязкости, а также улучшению свариваемости стали (*Коротушенко и др.*, 1979). Положительное влияние микродобавок кальция обусловлено эффективным удалением серы из твёрдого раствора и связыванием её в сульфиды глобулярной формы.

2. Влияние малых добавок бора и кальция на степень прокаливаемости и конструктивную прочность стали 09Г2С

Были исследованы стали, химический состав которых представлен в табл. 1. Определяли также влияние температуры аустенитизации в интервале температур 930-1200°C и скорости охлаждения при закалке в различных средах на склонность указанных сталей к образованию пакетного мартенсита. Указанные стали выплавлялись в индукционной печи вместимостью 50 кг. Слитки ковали на штанги 40×40 мм. Исследовали также влияние высокотемпературной механической обработки (ВТМО) на структуру и свойства обеих сталей. ВТМО осуществляли по двум вариантам температурыковки: при первом – ковка с обжатием 45-50 % при 1150°C с немедленной закалкой в воде с ковочного нагрева; при втором – аустенитизация 1200°C, подстуживание до 930-950°C, ковка при данных температурах с обжатием 45-50 % с немедленной закалкой в воде с ковочного нагрева. После обоих вариантов ВТМО давался отпуск при 550°C. Вариант ВТМО с подстуживанием выбирался исходя из условий образования структуры пакетного мартенсита при закалке, нижний предел температуры нагрева под которую для стали 10Г2СР(Са) составляет от 930°C при указанных ниже скоростях охлаждения.

Обе стали подвергали непрерывной закалке от температуры 930-1050°C при варьировании скоростей охлаждения в пределах от 300 до 1°C/с с последующим отпуском при 550°C с фиксацией микроструктуры перед отпуском и механических свойств после отпуска.

Результаты испытания механических свойств, указанных сталей после улучшения и ВТМО представлены в табл. 2.

Таблица 1. Химический состав сталей 09Г2С и 10Г2СР(Са)

Марка стали	Химический состав, %						
	С	Мn	Si	В	Са	S	P
09Г2С	0.10	1.50	0.90	-	-	0.020	0.018
10Г2СР(Са)	<u>0.12</u> 0.07	<u>1.60</u> 1.40	<u>0.75</u> 0.70	<u>0.002</u> 0.004	<u>0.020</u> 0.002	<u>0.010</u> 0.003	<u>0.020</u> 0.014

Примечание: в числителе указан химический состав стали, выплавленной в лабораторных условиях, а в знаменателе – в промышленных.

Таблица 2. Механические свойства сталей после улучшения и ВТМО

Марка стали	Закалка от, °С	ВТМО 45-50 %, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	KCU ⁻⁶⁰ , МДж/м ²
09Г2С	950	-	610	560	16	54	1.56	0.59
10Г2СР(Са)	950	-	770	660	15	55	2.35	1.78
09Г2С	-	1150	670	590	17	53	1.40	0.62
10Г2СР(Са)	-	1150	860	690	16	56	2.64	1.82
09Г2С	-	930 после подстужив. от 1200°C	780	650	18	56	1.62	0.81
10Г2СР(Са)	-	930 после подстужив. от 1200°C	920	710	19	60	2.80	2.14

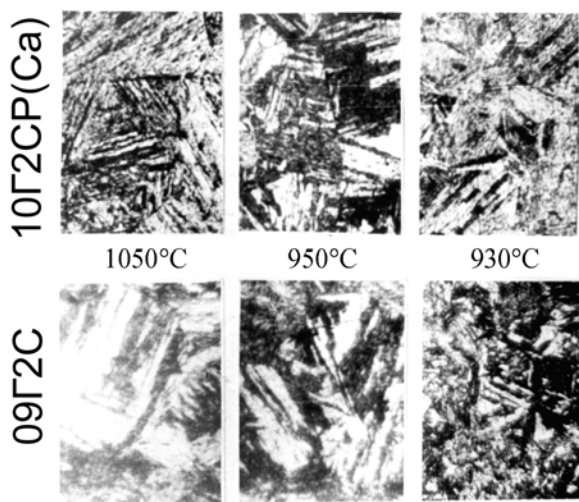


Рис. 1. Микроструктура сталей, закалённых в воде от различных температур

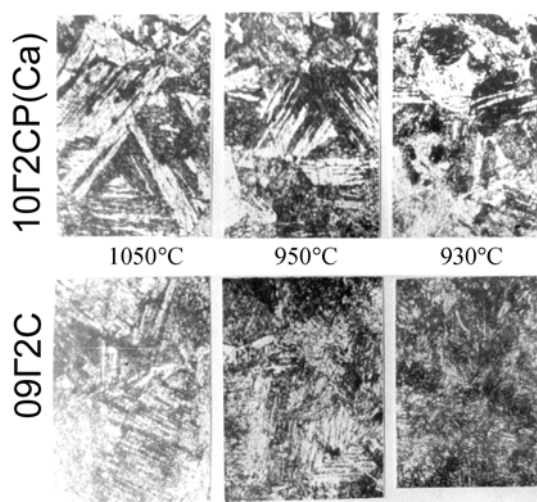


Рис. 2. Микроструктура сталей, закалённых в масле от различных температур

3. Влияние режимов термической обработки на структуру исследованных сталей

На рис. 1 показана микроструктура сталей 09Г2С и 10Г2СР(Са) в состоянии закалки в воде от температур 1050-930°C. Видно, что в стали 09Г2С (2-ой ряд) получение структуры пакетного мартенсита имеет место только при температурах закалки 1050 и 950°C, а при температуре закалки 930°C фиксируется уже смешанная троостито-ферритная структура. В стали 10Г2СР(Са) структура пакетного мартенсита фиксируется не только при температурах закалки 1050 и 950°C, но также и при 930°C (1-й ряд), что свидетельствует о более высокой прокаливаемости этой стали по сравнению со сталью 09Г2С.

На рис. 2 показана структура тех же сталей, закалённых от температур 1050-930°C в масле. Снижение скорости охлаждения при закалке в масле приводит к тому, что в стали 09Г2С структура пакетного мартенсита выявляется только при закалке от 1050°C (2-ой ряд), при этом наряду с мартенситом фиксируются следы троостита, а при закалке от 950 и 930°C в этой стали наблюдается

только сорбито-трооститная структура. На рис. 3 показаны структуры обеих марок сталей после высокотемпературной закалки в воде от 1150°C, а также после ВТМО от той же температуры. Видно, что в обеих сталях повышение температуры закалки до 1150°C способствует получению структуры пакетного мартенсита. При этом, несмотря на относительное укрупнение размеров мартенситных пакетов, достигается после отпуска достаточно высокий уровень конструктивной прочности. Например, в стали 10Г2СР(Са) предел текучести 630 МПа, ударная вязкость при -60°C – 1.48 МДж/м².

Применение ВТМО при той же температуре 1150°C с охлаждением в воде способствует измельчению мартенситных пакетов в обеих сталях (рис. 3б, г). При этом, как видно из табл. 2, достигается повышение комплекса прочностных характеристик и ударной вязкости при -60°C. Однако более высокий уровень механических свойств достигается в стали 10Г2СР(Са). Например, при пределе текучести 690 МПа, уровень ударной вязкости при -60°C составляет 1.82 МДж/м².

Снижение температурыковки при ВТМО до 930°C при сохранении высокой температуры аустенитизации 1200°C способствует получению структуры с ещё более мелкими размерами пакетов и, как видно из табл. 2, способствует дальнейшему повышению уровня конструктивной прочности.

4. Выводы

Результаты исследований показывают, что микролегирование стали 09Г2С бором и кальцием способствует повышению её прокаливаемости и повышению степени металлургической чистоты. В результате повышается уровень конструктивной прочности, в том числе ударной вязкости стали при отрицательных температурах в 3-3.5 раза.

Оптимальный режим термической обработки включает в себя высокотемпературную аустенитизацию при 1200°C, подстуживание до 930-950°C, ВТМО при последних температурах с закалкой в воде и последующим отпуском.

Литература

Коротушенко Г.В., Ващенко И.П., Кузнецова Л.М. Влияние температуры закалки на кинетику структурных превращений и механические свойства углеродистых сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*, т.2, с.119-122, 1977.

Коротушенко Г.В., Григоркин В.И., Ващенко И.П. Устойчивость против отпуска бейнитных сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*, № 4, с.87-90, 1979.

Этерашвили Т.В., Утевский Л.М., Спасский М.Н. Строение пакетного мартенсита и локализация остаточного аустенита в конструкционной стали. *Физика металлов и металловедение*, т.48, № 4, с.807-815, 1979.

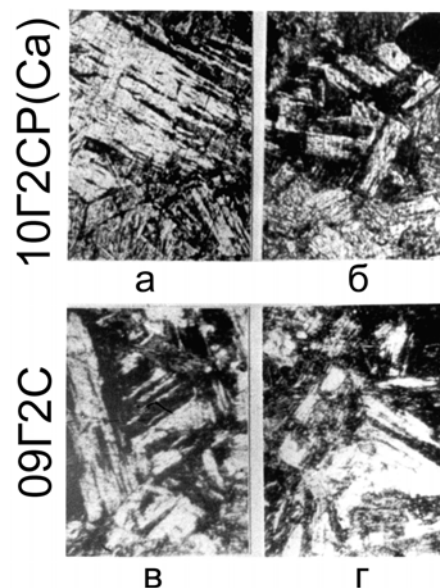


Рис. 3. Микроструктура сталей, закалённых в воде от температуры 1150°C (а, в), подвергнутых ВТМО при 1150°C с обжатием 45-50 % и охлаждением в воде (б, г)