

МЕХАНИЧЕСКИЕ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА

Капуткина Л. М., Прокошкина В. Г., Свяжин А. Г., Хадеев Г. Е.,
Медведев М. Г.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
klm@tmo.misis.ru

Исследованы процессы формирования структуры и механические свойства при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО), закалке и последующем отпуске низколегированных конструкционных сталей, насыщаемых азотом в расплаве при атмосферном давлении. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл.1.

Таблица 1. Химический состав сталей

Сталь	Содержание элементов, % (масс.)									
	Cr	Ni	Mo	V	Mn	Si	C	N	O	S
35ХНМАФ	1.50	1.30	0.66	0.25	0.50	0.23	0.342	0.020	0.0055	0.0025
40ХНМАФ	1.38	1.25	0.50	0.24	0.35	0.29	0.368	0.024	0.0035	0.0040
50ХНМАФ	1.78	1.43	0.30	0.50	0.55	0.39	0.510	0.023	0.0007	0.0030

Слитки, полученные в высоковакуумной лабораторной печи сопротивления, проковывали в прутки при температуре 1200–1000 °С и далее подвергали закалке или горячей деформации в цикле ВТМО.

Проведены контрольные заковки исследуемых сталей от температур 900, 920, 950, 1000, 1050 °С. Горячую деформацию в цикле ВТМО кованых образцов осуществляли продольной прокаткой за два прохода на лабораторном двухвалковом стане ДУО 210 с последующей немедленной закалкой в воде. Междеформационная пауза составляла менее 1 с.

В результате заковки для стали с содержанием углерода 0,35% по масс. максимальное значение твердости было достигнуто после заковки от температуры 920°С (56 HRC), для стали с содержанием углерода 0,40 % твердость на всем интервале температур практически не изменяется (≈ 57 HRC), а для более легированной стали с содержанием углерода 0,50 % максимальное значение твердости было достигнуто после заковок от температур 900 (59 HRC), и 1000 °С (58 HRC), т.е., проявилось два максимума твердости. Более высокотемпературный максимум связан с достижением температуры, при которой идет полное растворение избыточных фаз. Между тем, нагрев на 900°С обеспечивает полную закалку для всего объема.

Для всех трех сталей при температуре 900°С наблюдается значение величины зерна выше, чем при 920°С. Это связано с тем, что температура 900°С немного ниже температуры, при которой проходит фазовая перекристаллизация, сопровождающаяся структурной перекристаллизацией. Резкий рост размера зерна аустенита с повышением температуры нагрева связан с процессом растворения избыточных фаз. Чем выше в стали суммарное содержание азота и углерода, тем выше температура интенсивного роста зерен (рис.1).

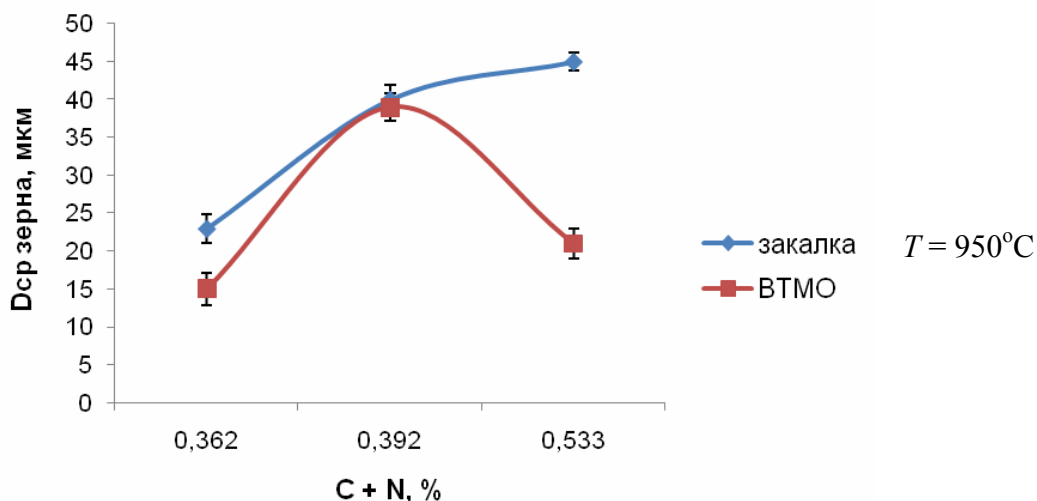


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерна аустенита исследованных сталей от суммарного содержания C +N, %

Таким образом, для исследованных сталей интервал температур 900–920°C является наиболее благоприятным для нагрева под закалку, так как способствует получению высокой твердости и мелкозернистой структуры. Дальнейшее повышение температуры приводит к уменьшению твердости, что связано с ростом зерна аустенита, а при температурах меньше 900°C не происходит достаточно полного растворения избыточных фаз.

Температуру горячей деформации выбирали, как обычно на 30–50°C выше, чем температуру закалки, поэтому при ВТМО всех сталей она составляла 950 – 970 °С.

ВТМО сталей 35ХНМАФ и 50ХНМАФ способствует дополнительному измельчению зерна за счет рекристаллизации (рис.1). В первой стали рекристаллизация была ускорена за счет исходно более мелкого зерна, а во второй стали – за счет более высокой температуры нагрева относительно A_{c3} , большего сопротивления деформации из-за большего легирования, а также ускорения диффузии из-за большего содержания углерода.

В стали 40ХНМАФ рекристаллизация прошла частично, средний размер зерна после ВТМО такой же, как после закалки от 950°C (рис.1), дисперсия распределения зерен по размерам выше.

ВТМО способствовала дополнительному упрочнению всех исследованных сталей по сравнению с закалкой. Твердость после ВТМО выше, чем после закалки: 58 и 56 HRC (сталь 35ХНМАФ), 58 и 57 HRC (сталь 40ХНМАФ), 63 и 59 HRC (сталь 50ХНМАФ) соответственно. Максимальную твердость имеет сталь 50ХНМАФ с наибольшим содержанием C + N. Кроме того, у этой стали наибольшее различие твердости после ВТМО и закалки. Результаты рентгеновских исследований сталей после ВТМО показали, что карбиды и карбонитриды при нагреве практически полностью растворились.

В последнее время среднеуглеродистые стали после заключительного низкотемпературного отпуска в интервале температур 100–250 °С используют в качестве высокопрочных, а сталь типа 40ХНМА в качестве “защитного” материала с высоким сопротивлением ударному нагружению. Для оценки работоспособности в таких условиях, стали (35-50)ХНМАФ после закалки от температуры 950 °С и ВТМО при 950–970 °С были отпущены при температурах 100, 160, 180, 200, 300, 400, 500, 600 и 700 °С с выдержкой в течение 1 часа и последующим охлаждением на воздухе.

Твердость отпущенных сталей после закалки и ВТМО для каждой стали практически не различается, сохраняется лишь общая тенденция к росту твердости с ростом C + N.

При отпуске, судя по изменению периода решетки мартенсита, происходит сначала (100–400°C) довыделение избыточных фаз в виде цементита, затем увеличение степени его легирования и образование специальных карбидов. Период решетки мартенсита после закалки больше, чем после ВТМО, что, возможно, связано с тем, что при ВТМО самоотпуск сильнее, чем при закалке и выделение спецкарбидов происходит раньше. Ширина рентгеновской линии после отпуска 100 °С становится практически одинаковой для обеих обработок (закалки и ВТМО).

После низкотемпературного отпуска (180–200°C) термомеханически упрочненных сталей достигается высокая прочность без потери пластичности (табл.2). Максимальное временное сопротивление разрыву сталей 50ХНМАФ и 35ХНМАФ равно $\sigma_B = 2500$ и 2000 МПа соответственно. Следует отметить, что удалось добиться заметной пластичности даже для стали 50ХНМАФ.

Уровень σ_B исследованных конструкционных сталей, микролегированных азотом, после ВТМО на 300 – 500 МПа выше, чем у безазотистых сталей-аналогов 45ХН2МА и 40ХН2МА, пластичность отвечает уровню обычному для высокопрочных сталей.

Таблица 2. Механические свойства исследованных сталей после ВТМО и низкого отпуска

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
35ХНМАФ	2052	1850	7	39
40ХНМАФ	2296	1911	7	33
50ХНМАФ	2475	2044	4	13

Результаты фрактографического анализа образцов после испытаний на растяжение показали, что разрушение сталей 35ХНМАФ и 40ХНМАФ имеет вязкий характер. Сталь 35ХНМАФ имеет ударную вязкость $KCU = 0,625$ МДж/м², что больше, чем у близких по составу безазотистых сталей 40ХН2МА и 45ХН2МА ($KCU = 0,59$ и $0,47$ МДж/м² соответственно). У образцов наиболее прочной стали 50ХНМАФ характер разрушения – хрупко-вязкий.

Для образцов стали 40ХНМАФ проведены исследования специальных свойств. Наиболее оптимальным комплексом свойств, включая бронестойкость, обладают образцы стали 40ХНМАФ после ВТМО и низкого отпуска при 160-180 °С.

Таким образом, разработанные режимы ВТМО повышают эффективность микролегирования азотом и позволяют использовать исследованные низкоотпущенные конструкционные стали в качестве высокопрочных.