

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 закалки для стали с содержанием углерода 0,35% по масс. максимальное значение твердости было достигнуто после закалки 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 заливок 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).

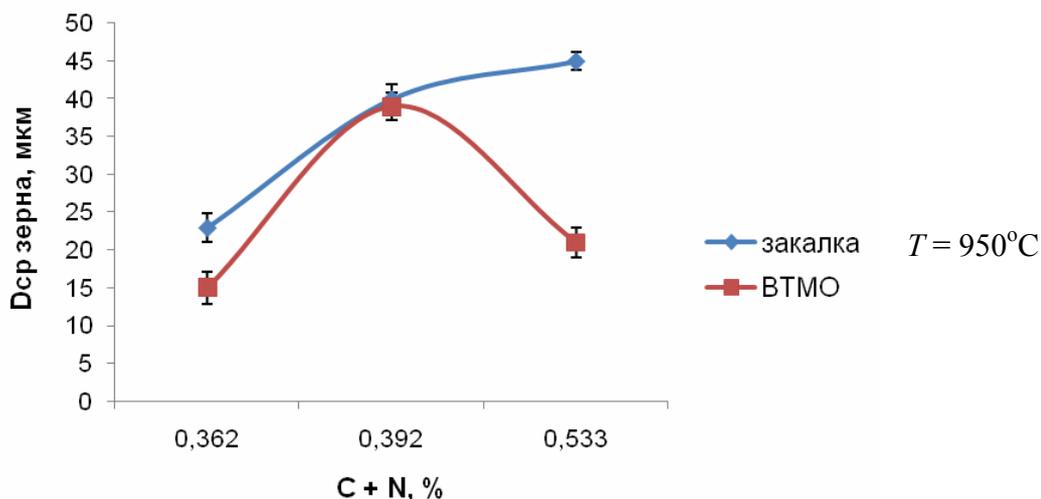


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерна аустенита исследованных сталей от суммарного содержания C +N, %

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.