



## ЗАВИСИМОСТЬ ФИЗИЧЕСКИХ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ И ТВЁРДОСТИ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ОТ СОСТАВА И РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

*Касилов А.Н., Касилов О.А.*

*Херсонская государственная морская академия*

*В статье определены изменения коэрцитивной силы ( $H_C$ ), удельного электросопротивления ( $\rho$ ), намагниченности насыщения ( $4\pi I_S$ ) и твёрдости (HRC) конструкционных сталей после закалки и отпуска при 200...700 °С. Показатели физических свойств и твёрдости 18Х2Н4ВА, 30ХГСНА, 38ХНЗМФА, 20ХЗВМФ, 35Х5ВМФС, 60С2ХФА, 30Х2МФ, 35Х2М2Т, 30Х5Н5М2ЮТ, 30Х14НМС, 30ХН10К5М2Ф, 25ХН10К10М2Ф, Н16М2ТЮ, Н10Х10К2МТ2, Н13К14М9 и другие сравнивали с показателями Сталей 45, коэрцитивной силой инструментальных (9ХС, Х12Ф1, 8Х14МТ, 7ХСМТ, 65ХЗГСВМФ, 45Х6М2ФС, Р6М5, Р18 и др.) и магнитнотвёрдых ЕХ9К15М сталей. В сталях с карбидным упрочнением  $H_{C\text{тах}}$  получили после закалки, при повышении  $T_{\text{ОПТ}}$   $H_C$  уменьшается. Добавки С, Cr, Si, Mo, Co увеличивают  $H_C$ . Наибольшее значение  $H_C$  получили для магнитнотвёрдой ЕХ9К15М. В сталях с интерметаллидным упрочнением (мартенситностареющих)  $H_{C\text{тах}}$  получили не после закалки и не после старения на HRCтах (при 500 °С), а после перестаривания (при 700 °С), когда  $4\pi I_S$  имеет min. На показатель  $4\pi I_S$  влияет химический состав,  $T_{\text{ЗАК}}$ ,  $T_{\text{ОПТ}}$ . Максимальные показатели  $\rho$  получены для всех сталей после закалки, с повышением  $T_{\text{ОПТ}}$   $\rho$  падает, на  $\rho$  влияет % С и легирующих добавок. Твёрдость HRC зависит от % С, легирующих элементов,  $T_{\text{ЗАК}}$ ,  $T_{\text{ОПТ}}$ .  
Ключевые слова: легированная сталь, закалка, отпуск, твёрдость, коэрцитивная сила, намагниченность насыщения, удельное электросопротивление.*

**Введение.** В машиностроении, судостроении, транспорте применяют конструкционные легированные стали 18Х2Н4ВА, 30ХГСНА, 38ХНЗМФА (соответственно высоконагруженные шестерни, валы, оси, штоки, тяги, крупные гребные валы), 60С2, 60С2ХФА, (пружины и рессоры), теплостойкие 20ХЗВМФ, 35Х5ВМФС (детали энергетических установок), в электрике и приборостроении – магнитнотвёрдые с большой коэрцитивной силой ЕХ5К5, ЕХ9К15М. Все они подвергаются закалке и соответствующему отпуску для получения требуемой микроструктуры – низкому при 150-200 °С (для цементированных 20Х, 18ХГТ, 18Х2Н4ВА – низкоотпущенный мартенсит + карбиды в поверхностном слое), среднему при 400-450 °С (рессорно-пружинная 60С2ХФА – троостит отпуска), высокому при 580-600 °С (для улучшаемых 30ХГСА, 40ХНМ, теплоустойких 20ХЗВМФ – сорбит отпуска), старению при 100 °С (ЕХ5К5 для постоянных магнитов – низкоотпущенный мартенсит + избыточные карбиды + min  $A_{\text{ОСТ}}$ ). Механические свойства известны из справочной литературы, а физические структурно-чувствительные свойства ( $H_C$ ,  $\rho$ ,  $4\pi I_S$ ) исследованы недостаточно. Особенно это касается сравнительно нового класса сталей с интерметаллидным упрочнением – высокопрочных мартенситностареющих Н20М2Т2Б, Н10Х11М2Т2, Н12К15М10 и др., которые закаляются на воздухе (мартенсит «массив»), а затем упрочняются после старения при нагреве 500 °С за счёт образования интерметаллидных фаз.

**Анализ публикаций.** Согласно теории отпуска закалённой углеродистой стали исходной структурой являются тетрагональный мартенсит (соотношение параметра  $c/a > 1$ ) и остаточный аустенит ( $A_{\text{ОСТ}}$ ), количество которого возрастает с увеличением концентрации углерода в стали. Указанные фазы неравновесные, поэтому при нагревании до температур ниже точки  $A_1$ , они претерпевают превращения, приводящие в конечном итоге к получению стабильных фаз – феррита и цемента (последовательно к структуре низкоотпущенный мартенсит, троостит, сорбит, зернистый перлит) [1,2,3,4]. Твёрдость закалённой стали с 0,2, 0,35, 0,6, 0,8, и 1,2 % С при нагреве 100...700 °С начиная с 200...250 °С понижается по прямолинейной зависимости. Нагрев при 100 °С сопровождается слабым повышением HRC на 1-2 ед. для высокоуглеродистых сталей в следствие превращения тетрагонального мартенсита в отпущенный. Прямолинейная зависимость снижения HRC от температуры нарушается в районе 200...250 °С: падение замедляется или даже наблюдается повышение HRC для высокоуглеродистых сталей



вследствие превращения  $A_{OCT}$  в более твёрдый отпущенный мартенсит. Общая же тенденция – с повышением температуры отпуска HRC как и другие показатели прочности ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) понижаются, а показатели пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$ ) возрастают [2]. В низколегированных сталях кривые отпуска лежат выше углеродистых, а высоколегированных инструментальных из-за дисперсионного твердения кривая твёрдости может иметь максимум при 500...560 °C (вторичная твёрдость) [4].

Мартенсит обладает максимальным объёмом, а аустенит минимальным, поэтому превращения при отпуске совершаются с объёмными изменениями: дилатометрическая кривая для стали с 1,2 %C фиксирует при распаде мартенсита от 80 до 200 °C сжатие образца (Ie превращение), а при распаде  $A_{OCT}$  от 200 до 250 °C его расширение (IIe превращение). При первом превращении постепенно уменьшается параметр C решётки мартенсита, а отношение с/a стремится к единице, тетрагональный мартенсит превращается в отпущенный, почти кубический. Уменьшение тетрагональности объясняется выделением из раствора углерода. Высокоуглеродистая фаза, выделившаяся из перенасыщенного твёрдого раствора, представляет собой чрезвычайно тонкие (толщиной в несколько атомных слоёв) пластинки карбида, когерентно связанные с твёрдым раствором – это метастабильный  $\epsilon$ -карбид, имеющий гексагональную решетку (формула близкая к  $Fe_2C$ ,  $Fe_{2,4}C$ ). В результате первого превращения получается отпущенный мартенсит, являющийся гетерогенной смесью перенасыщенного  $\alpha$ -раствора (неоднородной концентрации) и ещё не обособившихся частиц карбида. Карбидное превращение  $\epsilon \rightarrow Fe_3C$  происходит при более высоких температурах (300...400 °C).

Второе превращение при отпуске захватывает интервал 200...300 °C. Здесь  $A_{OCT}$  превращается в гетерогенную смесь, состоящую из пересыщенного  $\alpha$ -раствора и карбида (т.е. в отпущенный мартенсит). Третье превращение – 300...400 °C. К концу второго превращения, т.е. при 300 °C  $\alpha$ -твёрдый раствор содержит ещё около 0,15-0,20%С; наступающее при дальнейшем повышении температуры сжатие указывает на полное выделение из раствора углерода и снятие внутренних напряжений, возникающих в результате предыдущих превращений, сопровождающихся объёмными измерениями. В диапазоне 300...400 °C происходят процессы возврата и рекристаллизации. Одновременно с этим карбид обособляется и превращается в цемент  $Fe_3C$  с ромбической кристаллической решеткой. При 400 °C третье превращение заканчивается и сталь состоит из феррита и цемента. Четвёртое превращение – от 400 до  $A_1$  °C приводит к коагуляции феррита и цементита. Температурные границы стадий условны, они могут сдвигаться в зависимости от скорости нагрева, длительности выдержки, состава стали.

В работе [5] исследовали влияние температуры отпуска на изменения коэрцитивной силы, удельного электросопротивления, намагниченности насыщения и других физических свойств закалённых углеродистых сталей. Коэрцитивная сила  $H_C$  (э) после закалки стали с 0,83%С имеет максимальное значение 48э, а после отпуска 160, 200, 260, 300, 350, 400, 440, 460, 620 и 700 °C  $H_C$  равна соответственно 40, 38, 28, 24, 22, 23, 24, 24, 19 и 15э, т.е. особенно резко  $H_C$  снижается при распаде  $A_{OCT}$  при 250...300 °C, а при 450 °C наблюдается небольшой максимум  $H_C$ . Подъём кривой  $H_C$  наблюдали в стали У8А от 400 до 475 °C, затем непрерывный спад до 650 °C: после отпуска при 325, 400, 425, 450, 475, 500, 525, 550, 575, 600, 650 °C  $H_C$  равнялась соответственно 26, 25, 26, 28, 29, 28, 26, 23,5, 21,5, 20, 17э (максимум при 475 °C). В стали Ст3 (0,15%С) слабый максимум  $H_C=6,5э$  наблюдается при 575 °C, в Ст6 (0,47%С) чёткий максимум  $H_C=17э$  виден при 525 °C, в стали У7А (0,7%С) явный максимум  $H_C=22э$  находится при 400...425 °C.

Удельное электросопротивление  $\rho$  (мком·см) стали с 1,57%С после закалки от 1050 °C равнялось 54, а после отпуска при 75, 120, 130, 150, 180, 200, 240, 270, 280, 300, 350 и 380 °C – соответственно 55, 53, 50, 48, 45, 42, 40, 36, 32, 27, 25 и 24 мком·см, т.е.  $\rho$  наиболее резко падает после 100 и 240 °C – в периоды наибольшей скорости распада мартенсита и  $A_{OCT}$ , выше 300 °C  $\rho$  изменяется незначительно и постепенно. В стали с 0,94%С после отпуска при 200, 300, 400, 500, 600 и 700 °C  $\rho$  равнялось соответственно 22,5, 19,5, 18,5, 17,5, 16,5, и 16 мком·см.



Намагніченность насыщения  $4\pi I_S$  (кгс) резко возрастает при распаде  $A_{OCT}$ , но затем несколько снижается вследствие образования цементита. Для стали с 1,23%С после закалки и отпуска при 20, 150, 250, 300, 450 и 600 °С  $4\pi I_S$  равнялась соответственно 17, 16,5, 20, 19,8, 19,7 и 19,7 кгс.

Легирующие элементы влияют на процессы, происходящие при отпуске сталей. На первый этап «двухфазного» распада мартенсита, протекающего ниже 150 °С, легирующие добавки влияют незначительно. Зато на вторую стадию распада мартенсита их влияние существенно: Cr, Mo, W, V, Co, Si, Ti замедляют рост карбидных частиц и сохраняют перенасыщенность  $\alpha$ -раствора углеродом, т.е. сохраняется состояние отпущенного мартенсита до 450-500 °С, а в высоколегированных сталях до 550-600 °С. Распад  $A_{OCT}$  (2-е превращение) легирующие добавки задерживают, температурный интервал превращения  $A_{OCT}$  повышают Si, Mn, Cr, Mo, W, V. В высоколегированных быстрорежущих сталях, содержащих после закалки 25-35 %  $A_{OCT}$ , распад его протекает после 2-3-кратного отпуска при 500...600 °С. На третью стадию отпуска легирующие элементы влияют в направлении: увеличивают искажения кристаллической решётки, повышают температуры их снятия, увеличивают температурный интервал, в котором дробятся блоки  $\alpha$ -фазы.

Сильно влияют легирующие элементы на карбидные превращения при температурах выше 450 °С, когда становится возможным их диффузионное перераспределение, в результате чего образуются специальные карбиды. Легированный цементит  $(Fe, Cr)_3C$  превращается в карбид хрома  $(Cr, Fe)_7C_3$ . Специальный карбид может зародиться прямо в пересыщенном легирующим элементом  $\alpha$ -растворе – карбиды типа MC и  $M_2C$  (TiC, VC,  $Mo_2C$ ,  $W_2C$ ). Выделение этих карбидов из твёрдого раствора часто вызывает повышение твёрдости. Область температур вторичной твёрдости совпадает с образованием специального карбида и значительным замедлением снятия напряжения второго рода.

На четвёртую стадию отпуска (коагуляция цементита) легирующие добавки оказывают большое влияние: сильные карбидообразователи Cr, Mo, W, V замедляют процесс коагуляции, поэтому после отпуска при одинаковой температуре сталь, легированная этими элементами, сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц, соответственно большую твёрдость.

Известны графики изменения удельного электросопротивления  $\rho$  и намагніченности насыщения  $4\pi I_H$  легированной стали 30ХНЗМ после закалки от 850 °С и отпуска при 100...450 °С с выдержкой 1,2,4,8 и 16ч [6]. Из графиков следует, что после закалки ( $M+A_{OCT}$ ) сталь обладает максимальным  $\rho$  – 38 мком·см. По мере повышения температуры отпуска  $\rho$  непрерывно понижается. Это свидетельствует о постепенном распаде мартенсита (первый процесс). Небольшой перелом на кривых при 200 °С свидетельствует об ускорении снижения  $\rho$  в связи с возникновением процесса распада  $A_{OCT}$  (второй процесс), идущего параллельно с первым. При 300 °С распад  $A_{OCT}$  и мартенсита заканчивается, образуется феррито-цементная смесь (троостит), обладающая меньшим  $\rho$ , чем мартенсит и аустенит. Дальнейшее незначительное понижение  $\rho$  при 300...450 °С объясняется коагуляцией частиц цементита ( $\rho=33$  мком·см). Понижение  $\rho$  при всех температурах отпуска по мере удлинения выдержки от 1 до 16 ч свидетельствует о том, что вследствие малой скорости диффузии при отпуске процесс распада M и  $A_{OCT}$  с образованием карбидной фазы идёт медленно и продолжается очень долго.

По-иному происходит изменение  $4\pi I_H$  этой стали. Из анализа графиков «магнитное насыщение (кгс) – температура отпуска (°С)» следует: после нагрева при 100 и 150 °С  $4\pi I_H$  незначительно падает (от 19,8 до 19,5 кгс), это объясняется распадом M и образованием  $\epsilon$ -карбидов, ферромагнитность которых меньше, чем M. После нагрева 200...250 °С  $4\pi I_H$  возрастает и достигает максимума – 20,8 кгс. Это связано с распадом немагнитного  $A_{OCT}$ . Дальнейшее незначительное снижение  $4\pi I_H$  после 300...450 °С вызывается завершением распада M и дополнительным выделением карбидной фазы  $Fe_3C$ .



Анализуя графики влияния  $C_T$  на магнитные стали с 1%С после закалки от 850 °С в масле [7], можно заметить повышение  $H_C$  при добавке 1%  $C_T$  – от 50 до 60э (сталь EX), в дальнейшем при 3,55 и 8,5%  $C_T$  значение  $H_C$  уменьшится до 58,55 и 50э, но остаточная индукция  $B_r$  (гс) и магнитная мощность  $B_r \times H_C$  достигает максимума при 3%  $C_T$  (сталь EX3). Давно замечено, что  $C_T$ , W, Co и Mo способствует увеличению в стали остаточного магнетизма. Хромовольфрамовая сталь E7B6 по избыточной составляющей является заэвтектоидной и относится к сталям промежуточного перлитно-мартенситного класса, после закалки имеет твёрдость 65HRC и  $H_C$  – 65э. Хромокобальтовая сталь EX5K5 относится к мартенситному классу, а по избыточной составляющей принадлежит к ледебуритным сталям. После нормальной обработки она обладает  $H_C = 90 - 100$ э и  $B_r = 9500-8500$  гс при намагничивании в поле напряжённостью 500э. В более мощных полях (1000э) её магнитные характеристики значительно возрастают. Ещё более высокими магнитными свойствами обладает сталь EX9K15M, которая является ледебуритной и относится к чисто мартенситному классу. После тройной термообработки [7] она имеет  $H_C = 150-160$ э и  $B_r = 7500$  гс. Последующее старение при 100 °С в течение 8-10 ч понижает  $H_C$  на 3-5э при повышении  $B_r$  на 300...400гс.

Магнитная энергия постоянного магнита тем выше, чем больше остаточная магнитная индукция  $B_r$  и коэрцитивная сила  $H_C$ . Магнитная энергия пропорциональна произведению  $B_r H_{Cmax}$ . Поскольку  $B_r$  ограничена магнитным насыщением ферромагнетика (железа), увеличение магнитной энергии достигается повышением  $H_C$ . Для получения высокой  $H_C$  стали должны иметь неравновесную структуру – мартенсит с высокой плотностью дефектов старения. Чем больше напряжение в кристаллической решётке, чем дисперснее вторая фаза, тем больше  $H_C$ . Анализируя графики влияния отпуска на магнитные свойства магнитотвёрдых сталей можно отметить снижение  $H_C$  и повышение  $B_r$  при низком, среднем и высоком отпуске, но с различным эффектом [7]. Например, после отпуска при 20, 100, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 600 °С для стали E7B6  $H_C$  равна соответственно 72, 70, 58, 36, 35, 32, 30, 31, 32, 34э для стали EX3 – 65, 65, 61, 50, 40, 38, 36, 32, 28, 25э для стали EX5K5 – 122, 120, 118, 104, 104, 100, 95, 86, 80, 35э, для стали EX9K15M – 195, 185, 175, 164, 165, 160, 155, 128, 120, 40э, а  $B_r$  соответственно для E7B6 – 11,3, 11,4, 11,6, 11,5, 13,5, 14,2, 14,4, 15, 15,2, 15,4 кгс, для EX3 – 10,1, 10,2, 10,7, 11,5, 11,8, 12, 12, 12,7, 14,5, 14,7 кгс, для EX5K5 – 8,8, 9, 9,2, 9,4, 9,5, 9,7, 9,8, 10,5, 10,7, 11,5 кгс, для EX9K15M – 8,2, 8,2, 8,4, 8,6, 8,7, 9, 9,1, 9,6, 9,8, 12кгс. Итак,  $H_C$  легированных сталей для постоянных магнитов составляет 4,8-12кА/м и  $B_r$  – 0,8-1,0Тл. Наиболее высокие магнитные свойства имеют стали EX5K5 и EX9K15M2 после нормализации, высокого отпуска, закалки и низкого отпуска при 100 °С [3]. В промышленности применяют железоникельковальбалиминиевые  $\alpha$ -сплавы (алнико), обладающие исключительно высокими магнитными свойствами, которые получают после закалки от 1250-1280 °С, отпуска при 580-600 °С и специальной термомагнитной обработки. Например, сплав ЮНДК15 имеет  $H_C$  (кА/м),  $B_r$  (Тл) и  $BH_{max}$  (кДж/м<sup>3</sup>) соответственно 48, 0,75 и 6, а ЮНДК35Т5АА соответственно 115, 1,05 и 40 [3]. Известны также магнитные металлокерамические сплавы системы Fe-Ni-Al (ММК1, ММК2, ММК11), деформируемые сплавы системы Fe-Co-V (52КФА, 52КФБ, 52КФ13), системы Fe-23Ni-9Al-4Nb, системы Fe-Co-Cr (K23X31C1) [3] и другие [2, 5].

$H_C$  высокохромистой стали ледебуритного класса X12Ф1 после закалки (в масле и на воздухе) от температур 850, 900, 950, 1000, 1050 и 1100 °С равна соответственно 54...59, 56...62, 62...70, 75...77, 77...78 и 75э [8].

$H_C$  быстрорежущей стали P18 после закалки равна 80э (твёрдость 62-63 HRC), а после 1-2-3-кратного отпуска при 560 °С соответственно 60, 50, 48э (твёрдость 64, 64, 64 HRC). Кобальт повышает  $H_C$  и вторичную твёрдость быстрореза: сталь P18K10 после закалки от 1280 °С имеет  $H_C$  115э и твёрдость 62HRC, а после 1-2-3-кратного отпуска при 560 °С соответственно 93, 70, 69э и 64, 66, 67 HRC [9].

Известны высоколегированные мартенситностареющие стали с уникальными технологическими и механическими свойствами (H18K9M5T, H10X11M2T2,



H12K15M10 и др.), представляющие собой безуглеродистую ( $\%C \leq 0,03$ ) Fe-Ni-систему (8...20%Ni), легированную Mo, Ti, Al, Co, Cr, Cu и др. элементами, образующими перенасыщенный твёрдый раствор замещения, который после нагрева при 500 °С превращается в гетерогенную смесь из  $\alpha$ -фазы и мельчайших интерметаллидов, связанных с матрицей когерентно, в результате чего сильно возрастает прочность и вторичная твёрдость [1, 10, 11]. Физические свойства стали H18K7M5T следующие. Электросопротивление  $\rho$  (мком·см): после закалки равно 60-61, после старения при 480 °С, 3ч – 38-39; коэрцитивная сила  $H_C(\varepsilon)$ : после закалки равна 22-21, после старения при 400 °С, 10ч – 26-28; индукция насыщения  $B_S(\text{кгс})$ : после закалки равна 19-21, после старения при 500 °С – 18-20, при 680 °С – 7-9; коэффициент теплового расширения (20-480°),  $\alpha \cdot 10^{-6}$  град – 10,1; плотность ( $\text{г/см}^3$ ) – 8,05; изменение длины при старении (%) – 0 [10]. Однако сведения об изменении физических структурно-чувствительных свойств ( $H_C$ ,  $\rho$ ,  $4\pi I_S$ ) после различных режимов закалки (нормализации) и старения ограничены, а некоторые противоречивы.

**Цель исследования** – определить изменения физических структурно-чувствительных свойств – коэрцитивной силы, намагниченности насыщения, удельного электросопротивления и твёрдости легированных сталей различного химического состава (% углерода, легирующих карбидообразующих, карбидонеобразующих, интерметаллидообразующих элементов) после закалки и отпуска в интервале 200...700 °С. Основное внимание уделить изменению показателей для легированных конструкционных сталей 18X2H4BA, 30XГСНА, 38XНЗМФА, 20X3ВМФ, 35X5ВМФС, 60С2ХФА и др.

в сравнении с показателями углеродистой Стали 45, нержавеющей мартенситного класса 30X14НМС, азотируемых 30X2МФ, 35X2М2Т, 30X5Н5М2ЮТ, высоконикелевых 45XН10М2Ф, 30XН10К5М2Ф, 25XН10К10М2Ф, мартенситостареющих H16M2ТЮ, H10X10K2MT2, H13K14M9, а также для сравнения  $H_C$  легированных инструментальных 9ХС, 8X14MT, 7ХСMT, 7X4M2CT, 65X3ГСВМФ, 45X6M2ФС, быстрорежущих P6M5, P18 и магнитнотвёрдых EX5K5, EX9K15M.

**Изложение основного материала.** Заготовки легированных сталей с карбидным упрочнением после свободнойковки охлаждали на воздухе, затем отжигали или отпускали при температурах, близких к точке  $A_1$  для получения гетерогенной структуры с минимальной твёрдостью и последующей обработки фрезерованием на размер 10x10x100 и 5x5x100мм с припуском на окончательную термическую обработку (закалка, отпуск) и шлифование. Образцы углеродистой стали 45 и У8 вырезали из отожженных горячекатаных заготовок.

Упрочняющую термообработку образцов проводили в заводских условиях: нагрев под закалку при 750...1150 °С осуществляли в камерных печах с нихромовыми и силитовыми нагревателями, а от 1150...1280 °С – в соляных хлорбариевых ваннах с охлаждением в масле, а стали 45, У8, 60С2 в воде. Отпуск с выдержкой 2ч давали при 200, 300, 400, 500, 550, 600, 650, 700 °С. Заготовки сталей с интерметаллидным упрочнением послековки охлаждали на воздухе, отжигу не подвергали, так как из-за высокой прокаливаемости они при воздушном охлаждении закаляются насквозь – приобретают структуру безуглеродистого ( $\%C \leq 0,03$ ) пересыщенного твёрдого раствора замещения (мартенсит «массив»), обладающего высокой пластичностью, вязкостью и хорошей обрабатываемостью резанием. Упрочняющее старение проводили при 400, 450, 500, 550, 600, 700 °С с выдержкой 2ч, а нормализацию при 800, 900, 1000, 1100, 1150, 1200 °С давали с выдержкой соответственно 20, 18, 15, 12, 8, 5 мин. Образцы магнитнотвёрдых сталей подвергали нормализации от 1050...1225 °С, затем закалке в масле при 840...1040 °С для получения максимальной коэрцитивной силы  $H_C$ . Удельное электросопротивление измеряли на установке, собранной на базе потенциометра Р363-2, магнитные характеристики (намагниченность насыщения, коэрцитивную силу) – на установке БУ-3 с использованием пермеметра сильных полей, твёрдость определяли по методу Роквелла на приборе ТК-2, контроль микроструктуры стали осуществляли при помощи оптического микроскопа МИМ-7, МИМ-8А.



В табл. 1 приведені результати измерений твёрдости и коэрцитивной силы закалённых углеродистых сталей (№1,2), легированных с карбидным упрочнением инструментальных (№ 3, 4, 5, 6, 7, 9, 10, 11, 12, 13) рессорно-пружинных (14, 15, 16), полутеплостойких для ударного инструмента (№ 17, 18), конструкционных высоконикелевых (№ 19, 20, 21), нержавеющей (№ 22), азотируемых (№23, 24, 25), улучшаемых (№ 26), мартенситностареющих (с интерметаллидным упрочнением – № 27, 28, 29, 30, 31, 32) и магнитотвёрдых (№ 33, 34, 35, 36). Сравнивая показатели  $H_C$  углеродистой стали (№ 2) с легированными конструкционными (№ 19, 20, 22, 23, 24, 25, 26) можно заметить существенный рост  $H_C$  при легировании стали хромом, молибденом, кремнием. При сравнении  $H_C$  и инструментальных углеродистой (№ 1) и высоколегированных (№ 10, 11, 12, 13) можно отметить повышение магнитных свойств в результате легирования хромом, молибденом, вольфрамом. Особенно высокая  $H_C$  магнитотвёрдых сталей, содержащих хром и кобальт (№ 35), хром, кобальт, молибден (№ 36).

Таблица 1 – Твёрдость и коэрцитивная сила закалённых углеродистых и легированных сталей с карбидным и интерметаллидным (мартенситностареющие) упрочнением в сравнении с магнитотвёрдыми сталями

№ n/n	Сталь	$T_3, ^\circ\text{C}$	HRC	$H_C, \text{э}$	№ n/n	Сталь	$T_3, ^\circ\text{C}$	HRC	$H_C, \text{э}$
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	У8	800 850	65 64	58 52,2	22	30X14HMC	1050+ 700 +950	53	67,5
2	Сталь 45	880	56	34	23	35X5BMФC	1020	57	50,8
3	9XC	850	65	52	24	30X5H5M2ЮT	1000	48	47,9
4	65X3ГCBMФ	900	64	59,2	25	35X2H4M	950	51	46,6
5	7XCMT	830	64	57,8	26	30XГCНА	880	51	41
6	65XCMФ	850	63	48,8	МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИЕ				
7	8X5M2ФC	1100 1100+ азот	55 61	50,3 56,4	27	H16M2TЮ	ковка воздух	27	15,6
8	7X4M2CT	980	60	58,3			стар. 700	35	37,2
9	45X6M2ФC	1100	61	56,8	28	H20M2T2Б	ковка воздух	30	16
10	8X14MT	1100+ 650+ 980	60	103			стар. 600	45	55,3
11	P6M5	1220	64	84,7	29	H10X10K2MT2	ковка воздух	33	20,1
12	P18	1280	64	90			стар. 700	36	45,6
13	X12Ф1	1000	63,5	77	30	H18K9M5T	ковка воздух	33	27,1
14	60C2	850	62	48,5			стар. 650	37	120
15	60X2CMФ	900	62	53,4	31	H13K14M9	1100 воздух	32	30,5
16	60C2XФА	850	63	56,2			стар. 700	39	77
17	6XГHМФ	850	63	52,4	32	H13K11M6B6TЮC	ковка воздух	42	50
18	6XГ2MФ	850	63,5	55,8			стар. 700	49	116



Продовження табл. 1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
19	45ХН10М2Ф	750	56	62,5	МАГНИТНОТВЕРДЫЕ (65HRC)				
20	45ХН10М2С2Ф	750	54	90,1	33	EX3 (1%С) T <sub>H</sub> -1050+T <sub>3</sub> -850			65
21	65ХН10МФ	650	48	105	34	E7B6 (0,7%С) T <sub>H</sub> -1225+T <sub>3</sub> -840			70
		750	51	73,3	35	EX5K5 (1%С) T <sub>H</sub> -1175+T <sub>3</sub> -940			120
		850	46	59,7	36	EX9K15M (1%С) 1220+T <sub>3</sub> -1040			190

Никелевая воздушно-закаливается сталь (№21), содержащая 0,65 % С, 10 % Ni, 0,7 % Cr, 0,5% Mo, 0,2 % V, после закалки от 850 °С и отпуска при 500 °С имеет твердость 44HRC,  $\rho=0,469$  нОМ·м,  $4\pi I_s = 16,1$  кгс,  $H_c = 59,2\text{э}$ . После закалки от 650, 750, 850, 950, 1050 °С твердость равна 48, 51, 46, 47, 43 HRC,  $\rho$  равно 0,464, 0,566, 0,578, 0,567, 0,540 нОМ·м,  $4\pi I_s$  равна 12,9, 9,1, 7,3, 9,1, 10,1 кгс,  $H_c$  равна 104,8, 73,3, 59,7, 41,7, 38,8э. Отсюда следует, что максимальное значение  $4\pi I_s$  сталь имеет в высокоотпущенном при 500 °С состоянии (гетерогенная структура), а  $HRC_{\text{max}}$  – после  $T_3 = 750$  °С,  $\rho_{\text{max}}$  – после  $T_3 = 850$  °С,  $H_{c\text{max}}$  – после  $T_3 = 650$  °С, когда  $4\pi I_s$  имеет относительно высокое значение (12,9 кгс), а при повышении  $T_3$  уровень намагниченности насыщения понижается, так как карбиды растворяются и аустенит насыщается углеродом, хромом, молибденом, что приводит к снижению точки  $M_H$  и, как следствие, увеличению немагнитной фазы –  $A_{\text{ост}}$  после закалки.

Мартенситностареющие стали (№ 27, 28, 29, 30, 31, 32) после горячейковки и охлаждения на воздухе состарили при 500 °С на максимальную твердость и получили соответственно 50, 52, 53, 54, 58, 62 HRC при  $H_c$  соответственно 13,3, 13,3, 19,8, 21, 29,7, 45,6э. Из табл.1 видно, что эти стали имеют  $H_{c\text{max}}$  не после закалки (ковка, охлаждение на воздухе) и не после старения при 500 °С на  $\text{max}H_c$ , а после перестаривания (при 600, 650, 700 °С).

В табл. 2 приведены результаты измерения показателей физических свойств и твердости легированных конструкционных сталей после закалки и отпуска при 200...700 °С.

Таблица 2 – Влияние режима термической обработки на твердость и физические свойства легированных конструкционных сталей

T <sub>отп</sub> °С	T <sub>векд</sub> HRC	$\rho$ нОМ·м	$4\pi I_s$ кгс	H <sub>c</sub> э	T <sub>отп</sub> °С	T <sub>векд</sub> HRC	$\rho$ нОМ·м	$4\pi I_s$ кгс	H <sub>c</sub> э
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Сталь 18Х2Н4ВА T <sub>3</sub> =850 °С					Сталь 60С2 T <sub>3</sub> =850 °С				
20	45	0,405	20,6	32,4	20	62	0,484	18,6	48,5
200	43	0,398	20,5	25,9	200	58	0,425	18,9	38,3
400	39	0,381	20,3	20,6	300	56	0,418	20,1	24,3
500	32	0,367	21,0	17,7	400	50	0,393	20,7	18,0
550	34	0,360	20,7	13,5	500	41	0,395	20,4	19,4
600	30	0,368	20,2	12,0	600	33	0,400	20,1	18,7
Сталь 30ХГСНА T <sub>3</sub> =900 °С					Сталь 60С2ХФА T <sub>3</sub> =950 °С				
20	51	0,425	20,0	41,0	эффективна для в.т.м.о				
200	49	0,412	20,0	33,0	20	64	0,534	18,4	53,5
400	44	0,396	20,5	20,0	200	58	0,495	18,7	40,8
500	37	0,383	19,7	18,0	300	57	0,482	18,9	34,7
600	28	0,371	19,0	17,2	400	52	0,460	19,4	30,2
Сталь 38 ХНЗМФА T <sub>3</sub> =850 °С					500	47	0,430	19,6	26,0
20	53	0,417	19,7	39,3	600	40	0,396	19,2	25,3
200	51	0,377	21,1	28,2	Сталь 60Х2СМФ T <sub>3</sub> =900 °С				
300	47	0,361	21,3	26,7	разработана для в.т.м.о				
400	46	0,369	20,6	25,6	20	62	0,580	17,5	53,4
500	44,5	0,348	20,6	24,0	200	58	0,521	17,5	45,6
550	42	0,339	20,6	23,5	300	57	0,497	18,3	43,7
600	39	0,318	21,3	22,5	400	54	0,480	17,7	42,7



Продовження табл. 2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Сталь 30X14НМС $T_H=1050+700+T_3=950$ °С					500	52	0,457	19,4	37,4
20	53	0,924	15,2	67,5	600	47	0,391	19,9	32,0
200	48	0,908	15,2	67,5	700	28	0,377	18,6	19,4
400	50	0,865	15,6	59,1	ПОСЛЕ ОТЖИГА				
500	51	0,820	15,6	56,1	18	0,370	18,9	17,0	
550	40	0,854	16,0	31,3					
600	36	0,820	16,0	22,9					

Сталь 18X2Н4ВА применяют обычно после цементации, закалки и низкого отпуска при 150-200 °С (низкоотпущенный мартенсит) для износостойких деталей, а в высокоотпущенном при 500...550 °С состоянии подвергают азотированию при 480 °С, 48ч для деталей, испытывающих знакопеременные нагрузки. Марки 30ХГСНА и 38ХНЗМФА применяют в высокоотпущенном (улучшенном) состоянии после  $T_{отп}=550...600$  °С (структура сорбит отпуска), когда сталь обладает наилучшим сочетанием прочности, пластичности, вязкости. Рессорно-пружинные 60С2, 60С2ХФА, 60Х2СМФ применяют после закалки и среднего (400...450 °С) отпуска, обеспечивающего структуру троостит отпуска и высокие упругие свойства. Нержавеющая 30X14НМС обладает повышенными значениями  $H_C$  и  $\rho$  при пониженной  $4\pi I_S$  по сравнению с вышерассмотренной группой в табл. 2, что объясняется высокой концентрацией хрома. Твёрдость после закалки снижается, затем в интервале 400...500 °С повышается, это объясняется эффектом дисперсионного твердения за счёт образования специальных карбидов при отпуске. Предпочтительно эту сталь применяют после низкого отпуска при 180-200 °С.

В табл. 3 даны сведения об измерении физических свойств и твёрдости полу- и теплостойких сталей, подвергаемых после высокого отпуска, шлифования и полирования азотированию в диссоциированном аммиаке для получения на поверхности изделий диффузионного слоя глубиной 0,1-0,25 мм, характеризующегося высокой твёрдостью, износостойкостью, теплостойкостью. Находящиеся в стали Mn, Cr, Mo, W, V, Al, Ti при азотировании образуют с азотом нитриды соответствующих элементов, отличающиеся более высокой твердостью и теплостойкостью, чем нитрид железа  $Fe_3N$ . Стали после отпуска 500...550 °С обладают теплостойкостью: после нагрева при 500 °С снижение твёрдости не только приостанавливается, но наблюдается её повышение, что объясняется выделением специальных карбидов. Увеличение концентрации Cr и Mo вызывает повышение  $\rho$  и  $H_C$ . Комплексное легирование Cr, Mo, Ni, Mn сильно увеличивает прокаливаемость, но наличие Ni и Mn снижает точку  $A_1$ , поэтому отпуск выше 550 °С для стали 25X2Г2Н2МФС, 35X2Г2Н2М2ФС нежелателен.

Таблица 3 – Твёрдость и физические свойства легированных азотируемых сталей после закалки и отпуска перед х.т.о.

$T_{отп}$ °С	$T_{ВЕРД}$ HRC	$\rho$ нОМ·м	$4\pi I_S$ кгс	$H_C$ э	$T_{отп}$ °С	$T_{ВЕРД}$ HRC	$\rho$ нОМ·м	$4\pi I_S$ кгс	$H_C$ э
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Сталь 25X2Г2Н2МФ $T_3=1000$ °С					Сталь 35X2Г2Н2М2Ф $T_3=1000$ °С				
20	45	0,647	19,0	37,9	20	51	0,708	17,9	49,0
200	44	0,630	19,3	35,4	200	45	0,679	18,3	48,5
400	45	0,610	19,1	33,5	400	48	0,660	17,9	43,7
500	45	0,587	18,4	32,0	500	50	0,584	18,4	38,8
550	43	0,572	19,3	27,7	550	49	0,570	19,2	36,9
Сталь 30X2МФ $T_3=1000$ °С					Сталь 35X2М2Т $T_3=1000$ °С				
20	47	0,456	19,3	47,6	20	47	0,427	19,0	52,4
200	45	0,432	19,6	36,4	200	46	0,411	19,0	45,1
400	43	0,420	19,4	40,0	400	45	0,396	19,4	37,9
500	46	0,392	19,9	35,0	500	47	0,374	19,6	34,9
550	44	0,390	19,9	33,7	550	45	0,364	19,3	34,0





Продовження табл. 3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
600	43	0,367	19,8	31,5	600	36	0,312	19,6	25,7
Сталь 35X2H5M T <sub>3</sub> =950 °C					Сталь 30X5H5M2ЮТ T <sub>3</sub> =1000 °C				
20	51	0,443	20,3	46,6	20	48	0,717	16,2	47,9
200	48	0,427	20,1	41,7	200	45	0,730	17,2	47,6
400	46	0,417	20,9	35,9	400	47	0,669	17,2	41,8
500	47	0,392	20,9	32,5	500	50	0,647	17,2	35,7
550	47	0,387	20,4	32,1	550	49	0,577	17,5	33,8
600	43	0,370	20,4	27,2	600	41	0,550	17,8	25,5
Сталь 20X3BMФ T <sub>3</sub> =1050 °C					Сталь 35X5BMФC T <sub>3</sub> =1020 °C тепло- и разгаростойкая				
20	41	0,430	20,9	40,8	20	57	0,650	18,5	50,8
200	38	0,427	20,3	38,8	200	53	0,639	18,6	50,3
400	38	0,422	19,5	37,4	400	53	0,607	18,6	48,8
500	40	0,410	19,5	34,0	500	56	0,575	18,9	46,1
550	40	0,408	19,6	26,7	600	40	0,507	19,6	23,5
600	40	0,404	19,9	22,3					
700	10	0,357	20,9	10,3					

В табл. 4 представлены свойства опытных высоконикелевых сталей в сравнении с показателями конструкционной углеродистой. Никель повышает не только прочность, но и вязкость стали после высокого отпуска (30ХН12МФ). Никель совместно с хромом, молибденом повышает прокаливаемость (сталь закаливается при охлаждении на воздухе), ванадий введён для измельчения зерна (0,1-0,25%V) – 45ХН10М2Ф и др. Молибден при 2 % и более обеспечивает вторичную твёрдость за счёт выделения спецкарбида Mo<sub>2</sub>C при отпуске 500...525 °C, кобальт (30ХН10К5М2Ф, 25ХН10К10М2Ф) и кремний (25ХН10К10М4С2Ф) усиливают дисперсионное твердение спецкарбидами у высоконикелевых сталей.

Таблица 4 – Твёрдость и физические свойства легированных высоконикелевых сталей в сравнении с показателями стали 45

T <sub>отп</sub> °C	T <sub>везд</sub> HRC	ρ нОМ·м	4πI <sub>S</sub> кгс	H <sub>C</sub> э	T <sub>отп</sub> °C	T <sub>везд</sub> HRC	ρ нОМ·м	4πI <sub>S</sub> кгс	H <sub>C</sub> э
Сталь 30ХН12МФ T <sub>3</sub> =750 °C					Сталь 45ХН10М2Ф T <sub>3</sub> =750 °C				
20	48	0,528	17,3	48,5	20	56	0,522	15,2	62,6
200	46	0,525	17,5	44,2	200	52	0,492	15,2	54,4
400	47	0,491	17,3	36,0	400	48	0,466	14,8	47,6
500	45	0,474	15,4	31,5	500	50	0,449	15,1	46,1
550	41	0,465	14,2	38,6	550	48	0,420	15,6	54,8
Сталь 30ХН10К5М2Ф T <sub>3</sub> =950 °C					Сталь 25ХН10К10М2Ф T <sub>3</sub> =1000 °C				
20	48	0,553	18,7	43,7	20	44	0,526	17,7	43,7
200	46	0,531	18,7	40,8	200	43	0,515	18,0	41,2
400	43	0,512	19,0	39,8	400	43	0,472	18,7	40,8
500	48	0,476	18,6	36,4	500	50	0,435	18,0	29,6
550	48	0,424	19,3	29,1	550	45	0,373	18,5	25,2
Сталь 25ХН10К10М4С2Ф T <sub>3</sub> =1150 °C					Углеродистая Сталь 45 T <sub>3</sub> =900 °C				
20	50	0,787	16,1	54,8	20	56	0,300	20,6	34,0
200	46	0,776	16,0	52,4	200	52	0,255	20,6	24,2
400	55	0,708	16,4	44,6	300	50	0,248	20,6	19,1
500	56	0,615	15,9	35,0	400	40	0,239	20,6	16,4
550	55	0,506	15,6	33,0	500	29	0,229	22,1	17,4
600	50	0,490	15,7	33,0	600	12	0,216	20,3	13,3

В табл. 5 приведены свойства мартенситностареющих сталей после закалки (охлаждение после горячей деформации на воздухе, вылёживание при 20 °C более 2 ч), старении при 400...700 °C, 2ч, нормализации – нагрев при 800, 900, 1000, 1100, 1200 °C и охлаждение на воздухе. В круглые скобки взяты экстремальные показатели: maxHRC, maxH<sub>C</sub>, minρ, min4πI<sub>S</sub>. Нержавеющая сталь X12H8M2Ф обладает очень высокой



пластичністю и вязкостью, но содержит мало молибдена (2 % Mo), вызывающего упрочнение при старении 450...500 °С, а ванадий введён лишь для модифицирования, измельчения зерна (0,15 % V). Ожидалось, коль низкая HRC при закалке и невысокая при старении 450...500 °С, то и коэцитивная сила H<sub>c</sub> будет низкой (по аналогии с углеродистыми и легированными сталями с карбидным упрочнением). Оказалось, что при перестаривании при 700 °С, когда нарушается когерентность между α-твёрдым раствором и интерметаллидами и часть интерметаллидов растворяется в аустените при обратном α→γ – превращении (при 700 °С), а затем при охлаждении остаётся в структуре как стабилизированный A<sub>уст</sub>, а частично превращается в α<sub>M</sub> (мартенсит «массив»), резко возрастает H<sub>c</sub> (71,4э), а 4πI<sub>S</sub> уменьшается до min (10,7 кгс). Нормализация от 800, 900 и 1100 °С понижает H<sub>c</sub>, HRC, но повышает ρ и 4πI<sub>S</sub>.

Таблица 5 – Влияние температуры старения и нормализации на твёрдость и физические свойства мартенситностареющих сталей

T <sub>отп</sub> °С	T <sub>ВЕРД</sub> HRC	ρ нОМ·м	4πI <sub>S</sub> кгс	H <sub>c</sub> э	T <sub>отп</sub> °С	T <sub>ВЕРД</sub> HRC	ρ нОМ·м	4πI <sub>S</sub> кгс	H <sub>c</sub> э
Сталь Н12Н8М2Ф					Сталь Н16М2ТЮ				
20	30	0,832	11,1	39,5	20	27	0,589	19,2	15,6
400	35	0,798	12,2	37,2	400	40	0,574	19,0	13,3
450	(35)	0,810	12,2	33,4	450	46	0,542	18,7	12,9
500	34-35	0,794	11,3	33,8	500	(50)	0,511	18,7	13,3
550	33	(0,788)	11,8	32,3	550	49	(0,486)	18,7	16,7
600	33	0,794	11,1	35,0	600	49	0,495	18,8	15,6
700	31	0,817	(10,7)	(71,4)	700	35	0,542	(18,5)	(37,2)
800	32	0,858	11,8	49,4	800	28	0,595	19,1	21,3
900	30	0,891	13,0	38,4	900	28	0,598	19,0	16,0
1100	28	0,926	13,5	35,0	1100	29	0,598	19,2	17,5
Сталь Н10Х10К2МТ2					Сталь Н13К14М9 T <sub>H</sub> =1100°, воздух				
20	33	1,016	16,3	20,1	20	32	0,890	17,0	30,5
400	41	0,956	16,9	22,4	400	45	0,874	17,5	29,0
450	48	0,906	16,4	20,1	450	53	0,723	17,6	24,8
500	(53)	0,852	16,3	19,8	500	(58)	0,508	17,5	29,7
550	54	0,782	16,4	18,6	550	55	(0,443)	17,0	40,0
600	50	(0,774)	16,0	19,8	600	50	0,447	16,2	44,0
700	36	0,874	(15,4)	(45,6)	700	39	0,725	(15,3)	(77,0)
Сталь Н20М2Т2Б					Сталь Н13К11М6В6ТЮС				
20	30	0,607	18,5	16,0	20	42	1,006	14,7	50,0
500	(52)	0,552	17,4	13,3	500	62	0,791	15,0	45,6
550	50	(0,537)	17,0	26,3	550	(63)	0,590	15,0	65,0
600	38	0,576	(13,3)	(55,3)	600	61	(0,584)	14,6	92,2
Сталь Н18К9М5Т					700	49	0,660	(9,2)	(116,1)
20	33	0,734	19,0	27,1	800	44	0,769	15,9	80,3
500	(54)	0,479	19,2	21,0	1000	41	0,915	15,7	59,2
650	37	0,600	(13,1)	(119,9)	1200	40	0,924	15,6	54,4

Нержавеющая Н10Х10К2МТ2, как и предыдущая сталь, отличается высоким показателем ρ благодаря большой концентрации хрома; HRC<sub>max</sub> достигается после старения при 500 °С, а H<sub>c</sub><sub>max</sub> – при 700 °С, когда 4πI<sub>S</sub> имеет min. При старении от 20 до 600 °С ρ непрерывно понижается, что указывает на распад пересыщенного твёрдого раствора на гетерогенную смесь α-фазы и интерметаллидов. При нагреве до 700 °С происходит обратное α→γ – превращение с частичным растворением интерметаллидов; при последующем охлаждении до комнатной температуры часть γ-фазы превращается в α<sub>M</sub> (мартенсит), что вызывает повышение ρ. Главный упрочняющий при старении элемент – титан, который с никелем образует интерметаллид Ni<sub>3</sub>Ti.

В стали Н20М2Т2Б главные упрочнители при старении – титан и ниобий, содержание никеля высокое – для интенсификации старения, молибден введен для



предотвращения нежелательных пограничных выделений фаз.  $HRC_{max} = 52$  при  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $H_C_{max} = 55,3\text{э}$  при  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\rho_{min} = 0,537\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  при  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $4\pi I_{Smin} = 13,3\text{ кгс}$  при  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Для стали Н18К9М5Т упрочнение при старении обеспечивают молибден и титан, кобальт введен как интенсификатор, сам Со интерметаллидов не образует. После старения при  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$   $HRC_{max} = 54$  при  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$   $H_C_{max} = 119,3\text{э}$ , а  $4\pi I_{Smin} = 13,1\text{ кгс}$ .

Сталь Н16М2ТЮ содержит главные интерметаллидообразующие элементы – титан и алюминий в сумме 2 %, которые ответственны за получение показателей после старения при  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$   $HRC_{max} = 50$ , при  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$   $H_C_{max} = 37,2\text{э}$ , а  $4\pi I_{Smin} = 18,5\text{ кгс}$ ,  $\rho_{max} = 0,589\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (до старения) и  $\rho_{min} = 0,486\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (старение при  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

Сталь Н13К14М9 упрочняется за счёт выделения никельмолибденовых интерметаллидов  $Ni_2Mo$ : после старения при  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$   $HRC_{max} = 58$ , после  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$   $H_C_{max} = 77\text{э}$ , а  $4\pi I_{Smin} = 15,3\text{ кгс}$ ,  $\rho_{max} = 0,890\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (до старения) и  $\rho_{min} = 0,443\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (старение при  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

Сталь Н13К11М6В6ТЮС в исходном перед старением состоянии имела в структуре кроме мартенсита «массив» избыточные глобулярной формы интерметаллиды, равномерно распределённые в объёме зерна. Наличие избыточных интерметаллидов повышает износостойкость инструментальной стали. Главные упрочнители при старении – молибден, вольфрам, титан и алюминий, интенсификаторы старения – кобальт и кремний. После старения при  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  получили  $HRC_{max} = 63$ , после  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$   $H_C_{max} = 116,1\text{э}$ , а  $4\pi I_{Smin} = 9,2\text{ кгс}$ ,  $\rho_{max} = 1,006\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (до старения) и  $\rho_{min} = 0,584\text{ нОМ}\cdot\text{м}$  (старение при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

#### **Выводы:**

1. Определены физические структурно-чувствительные свойства  $H_C$ ,  $4\pi I_S$ ,  $\rho$  и  $HRC$  стандартных и опытных легированных конструкционных сталей с карбидным упрочнением после закалки и отпуска в интервале  $200\text{...}700\text{ }^{\circ}\text{C}$  в сравнении с углеродистой сталью 45. Для сравнения измерили величину  $H_C$  и  $HRC$  для закалённых инструментальных У8, 9ХС, Х12Ф1, Р6М5, 8Х14МТ, 7ХСМТ, 65Х3ГСВМФ и др., а также магнитотвёрдых ЕХ5К5, ЕХ9К15М сталей. Все стали имели после закалки  $H_C_{max}$ ,  $\rho_{max}$  и  $HRC_{max}$ , отпуск снижает показатели с разной интенсивностью, зависящей от схемы легирования и температуры отпуска.

2. Показатели  $H_C$  и  $\rho$  повышают углерод, хром, молибден, вольфрам, кобальт, кремний.

3. Определены  $H_C$ ,  $\rho$ ,  $4\pi I_S$ ,  $HRC$  для 7 высоколегированных сталей с интерметаллидным упрочнением (мартенситностареющих) после старения при  $400\text{...}700\text{ }^{\circ}\text{C}$  и после нормализации от  $800, 900, 1000, 1100, 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Установлено, что  $H_C_{max}$  получается не после закалки или после старения при  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  на  $HRC_{max}$ , а после перестаривания ( $600\text{...}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), когда  $4\pi I_S$  имеет min.

4. Полученные результаты будут использованы при анализе структурных превращений, происходящих в легированных сталях при закалке и отпуске (старении), выборе рациональных режимов термомеханической и термомагнитной обработки, а также обработки холодом.

5. Перспективы исследования – определить  $H_C$ ,  $4\pi I_S$ ,  $\rho$ ,  $HRC$  легированных инструментальных теплостойких сталей с карбидным и интерметаллидным упрочнением (мартенситностареющих) после закалки и отпуска (старения), изучить эффективность закалки деталей в жидком азоте при  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  («удар холодом»).

#### **СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1978. – С. 305-315.
2. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1977. – С. 271-275, С. 540-546.
3. Лахтин Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1990. – С.183-189, С. 367-369.



4. Антингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка / И. Антингер. – М. : Металлургия, 1982. – С. 104-114.
5. Металловедение и термическая обработка стали : справочник; Том 1. – М. : Металлургиздат, 1961. – С. 691-707.
6. Паисов И. В. Термическая обработка стали и чугуна / И. В. Паисов. – М. : Металлургия, 1970. – С. 85-98.
7. Доронин В. М. Термическая обработка углеродистой и легированной стали / В. М. Доронин. – М. : Металлургиздат, 1955. – С. 258-277.
8. Позняк Л. А. Штамповые стали для холодного деформирования / Л. А. Позняк. – М. : Металлургиздат, 1966. – 147 с.
9. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М. : Металлургия, 1975. – 587 с.
10. Перкас М. Д. Высокопрочные мартенситностареющие стали / М. Д. Перкас, В. М. Кардонский. – М. : Металлургия, 1970. – 224 с.
11. Бодяко М. Н. Мартенситностареющие стали / М. Н. Бодяко, С. А. Астапчик, Г. Б. Ярошевич. – Минск : Наука и техника, 1976. – 248 с.

**Касілов О.М., Касілов О.О. ЗАЛЕЖНІСТЬ ФІЗИЧНИХ СТРУКТУРНО-ЧУТТЄВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ І ТВЕРДОСТІ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ВІД СКЛАДУ І РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ**

*У статті виявили зміни коерцитивної сили ( $H_c$ ), питомого електроопору ( $\rho$ ), магнітного насичення ( $4\pi I_s$ ) і твердості (HRC) конструкційних сталей після гартування та відпускання при 200...700 °С. Показники фізичних властивостей і твердості 18Х2Н4ВА, 30ХГСНА, 38ХНЗМФА, 20ХЗВМФ, 35Х5ВМФС, 60С2ХФА, 30Х2МФ, 35Х2М2Т, 30Х5Н5М2ЮТ, 30Х14НМС, 30ХН10К5М2Ф, 25ХН10К10М2Ф, Н16М2ТЮ, Н10Х10К2М2Т, Н13К14М9 та інших порівнювали з показниками Сталі 45, коерцитивною силою інструментальних (9ХС, Х12Ф1, 8Х14МТ, 7ХСМТ, 65ХЗГСВМФ, 45Х6М2ФС, Р6М5, Р18 та ін.) і магнітотвердих ЕХ9К15М сталей. У сталях з карбідним зміцненням  $H_c$  тах отримали після гартування, при підвищенні  $T_{\text{ВДП}}$   $H_c$  зменшується. Додатки С, Сr, Si, Мо, Со підвищують  $H_c$ . Найбільший показник  $H_c$  отримали для магнітотвердої ЕХ9К15М. У сталях з інтерметалідним зміцненням (мартенситностаріючих)  $H_c$  тах отримали не після гартування і не після старіння на HRC тах (при 500 °С), а після перестарювання (при 700 °С), коли показник  $4\pi I_s$  має міні. На показник  $4\pi I_s$  впливає хімічний склад,  $T_{\text{ГАРТ}}$ ,  $T_{\text{ВДП}}$ . Максимальні показники  $\rho$  отримали для усіх сталей після гартування, з підвищенням  $T_{\text{ВДП}}$   $\rho$  падає, на  $\rho$  впливає % С і легуючі добавки. Твердість HRC залежить від % С, легуючих елементів,  $T_{\text{ГАРТ}}$ ,  $T_{\text{ВДП}}$ .*

*Ключові слова: легована сталь, гартування, відпускання, твердість, коерцитивна сила, магнітна насиченість, електроопір.*

**Kasilov A.N., Kasilov O.A. DEPENDENCE OF PHYSICAL, STRUCTURAL AND SENSITIVE PROPERTIES AND ALLOYED STEEL HARDNESS ON THE COMPOSITION AND HEAT TREATMENT**

*In the article it's defined the changes of the coercive force ( $H_c$ ), electrical resistivity ( $\rho$ ), magnetization saturation ( $4\pi I_s$ ) and hardness (HRC) of the structural steel after hardening and tempering at 200...700°C. Indicators of physical properties 18X2H4BA, 30XGCHA, 38XHZMFA, 20XZVMF, 35X5VMFS, 60C2XFA, 30X2MF, 35X2M2T, 30X5H5M2YUT, 30X14HMS, 30XN10K5M2F, 25XN10K10M2F, H16M2TYU, H10X10K2M2T, H13K14M9 and others were compared with the indexes of C steel 45, the coercive force of the tool (9XS, X12F1, 8X14MT, 7XSMT, 65XZGSVMF, 45X6M2FS, P6M5, P18, etc.) and hard-magnetic (EX9K15M) steels.  $H_c$  max was received after hardening in steels with the carbide strengthening,  $H_c$  decreases at temperature rising. The additive agents C, Cr, Si, Mo, Co increase  $H_c$ . The largest value  $H_c$  max was got for the hard magnetic steel EX9K15M. In the steels with the intermetallic strengthening (maraging steels)  $H_c$  max was received not after tempering and ageing at HRCmax (500°C) but after re-ageing (at 700°C) when  $4\pi I_s$  is at minimum value. The index  $4\pi I_s$  is affected by the chemical composition, temperatures of hardening and tempering. The maximum  $\rho$  value is received for all steels after hardening; with the  $T_{\text{temp}}$  rising  $\rho$  decreases.  $\rho$  is affected by the percentage of C and alloy additives. Hardness HRC depends on the percentage of C, alloy additives,  $T_{\text{hard}}$  and  $T_{\text{temp}}$ .*

*Key words: alloyed steel, hardening, tempering, hardness, the coercive force, saturation magnetizing, electrical resistivity.*