

2. Лойко В.А. Вакуумно-плазменная технология и материалы восстановления и упрочнения деталей автомобилей. В сборнике «Наука – образованию, производству, экономике» том 2, БНТУ, май 2017. С. 115.

3. Структурные особенности градиентных композиционных покрытий на основе меди и алюминия. Витязь П.А., Сенють В.Т., Ивашко В.С., Лойко В.А., Хейфец М.Л., Колмаков А.Г. В сборнике трудов «Виброволновые процессы в технологии обработки деталей высокотехнологических изделий», Ростов-на-Дону, ДГТУ, 2017 г., С. 91–93.

Abstract. The results of experimental studies of the structure and physico-mechanical characteristics of aluminum-iron intermetallic compounds obtained by vacuum-plasma technology are presented. It is shown that intermetallic coatings based on aluminum in their structure and physico-mechanical characteristics can be used to protect the surfaces of parts of the gas distribution system and the production of automotive engines.

УДК 621.771

Скобло Т.С., доктор технических наук, профессор;

Сидашенко А.И., кандидат технических наук, профессор;

Автухов А.К., доктор технических наук, доцент;

Цыганкова И.В., аспирант

Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства имени Петра Василенка, г. Харьков, Украина

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ

Аннотация. В статье показано, что, варьируя химическим составом дисперсионно-твердеющих материалов и способом их термической обработки, возможно обеспечить получение оптимальных потребительских свойств сплавов. Уровень упрочнения определяется размером выделяемых фаз, их составом и степенью однородности распределения.

В настоящее время как в Украине, так и за рубежом для производства прокатных валков находят широкое применение дисперсионно-твердеющие стали и сплавы [1,2,3]. Это обусловлено тем, что дисперсно-упрочненные сплавы характеризуются высоким сопротивлением разрушению, так как обладают способностью к накоплению повреждений, причем тем большим, чем грубее их упрочняющая фаза. Вместе с тем, дисперсные частицы могут приводить к увеличению склонности к хрупкому разрушению не только за счет собственного упрочнения, но и из-за образования выделений по границам зерен, и блокирования ими дислокаций. Поэтому состав сплавов и технология их обработки должны обеспечивать минимальное зерно, а также снижать количество выделений по границам зерен. Сплав должен иметь равномерное распределение карбидов. Это возможно при оптимальном легировании и параметрах термической обработки.

Цель настоящих исследований – анализ влияния комплексного легирования и термической обработки на свойства дисперсионно-твердеющих сталей и сплавов, используемых для производства штампов и прокатных валков.

Для достижения поставленной цели был выполнен анализ сплавов (таблица 1) с различным содержанием легирующих элементов. Из приведенной таблицы видно, что легирующие компоненты, входящие в состав дисперсионно-твердеющих материалов, иногда противоположны по своему влиянию на свойства. Поэтому было рассмотрено их влияние как в отдельности, так и в комплексе.

Таблица 1. Химический состав дисперсионно-твердеющих сталей

Условный № сплава*	Содержание элементов, %										
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	W	Nb	Cu	N
1 ₍₁₎	0,67	1,2	0,59	3,96	2,2	0,38	0,18	-	-	0,58	-
2 ₍₁₎	0,61	2,6	0,61	3,76	3,3	0,70	0,16	-	-	0,58	-
3 ₍₂₎	0,8	2,0	1,0	3,5	-	1,0	0,5	0,5	1,6	0,7	0,1
4 ₍₃₎	0,9	0,8	1,0	0,5	2,5	-	0,4	-	0,10	0,3	

* Примечание: в скобках указан источник информации

Углерод и азот относится к элементам, расширяющим γ – область, т.е. стабилизирующим аустенит. Углерод, образуя карбиды с высокой прочностью межатомных связей является эффективным упрочняемым компонентом. Его упрочняющее действие определяется устойчивостью образуемых карбидных фаз. Однако, влияние

углерода на свойства карбидов изменяется вследствие развития различных процессов, определяемых температурными и временными параметрами обработки, а также уровнем возникающих локальных напряжений. В случае легирования стали карбидообразующими элементами основная доля углерода формирует карбидную фазу. Если сталь легирована не карбидообразующими элементами, то вследствие уменьшения доли карбидной составляющей формируются аустенит и продукты его распада. Поэтому в случае равномерного распределения не карбидообразующих элементов углерод в зерне часто локализуется вблизи его границы.

В длительно работающих изделиях из сталей с повышенным содержанием углерода происходит перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой. Происходит обеднение твердого раствора чаще всего молибденом. Это крайне нежелательно, так как он является одним из наиболее эффективных упрочняющих компонентов твердого раствора.

Значительное увеличение содержания углерода отрицательно сказывается на пластичности материала, что уменьшает сопротивление распространению трещин. Поэтому при выборе содержания углерода для дисперсионно-твердеющих сталей учитывают состав и долю легирующих элементов для конкретных условий эксплуатации.

Азот имеет большее сродство с Nb, V, Cr и другими элементами, образуя прочные нитриды, которые способствуют измельчению зерна, повышению прочности, пластичности, прокаливаемости, ударной вязкости. Исследования растворимости N [4] в сплавах на основе железа показали, что максимальное его содержание, растворимое в α -железе, составляет 0,1 % при температуре 585°C.

С понижением температуры она снижается. Элементы, имеющие повышенное сродство к азоту: V, Nb, Cr, Mn и др., повышают растворимость азота в железе, а C, Si, Ni, Co, Cu снижают ее. В применяемых дисперсионно-твердеющих материалах содержание азота находится в пределах 0,1–0,3 %.

Хром является основным элементом, входящим в состав дисперсионно-твердеющих материалов. В зависимости от его содержания возможно образование карбидов различных типов. Образование карбидов цементитного типа, легированных Cr, происходит из аустенита ниже температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Выделение спецкарбидов хрома происходит непосредственно из жидкого состояния

[1]. Местами зарождения карбидов являются и зоны аустенитных фаз у границ зерен, субзерен и в областях с наибольшей плотностью дислокаций. Тип карбидов, выделяющихся из аустенита, определяется содержанием Cr в стали. При содержании Cr до 3% выявлены зерна карбида $(Cr,Fe)_7C_3$ с гексогональной решеткой, при содержании $> 4,6\%Cr$, кроме указанного встречаются карбиды $(Cr,Fe)_{23}C_6$, имеющего гранецентрированную кубическую решетку.

Наличие Ni и Mn расширяет γ -область. В присутствии Cr никель оказывает двойное влияние: а) снижает критическую скорость охлаждения аустенита, в следствии чего при комнатной температуре достигается мартенсито-аустенитная, или даже – аустенитная; б) расширяет γ -область и сужает при высоких температурах α -область, в результате чего уменьшается количество феррита. Положительное влияние Ni проявляется в повышении вязкости и уменьшении склонности к перегреву и росту зерна. Действие Mn заключается, главным образом, в уменьшении критической скорости охлаждения и снижения температуры мартенситного превращения.

Положительное влияние Mo и V связано с эффектом повышения температуры рекристаллизации твердого раствора, что способствует сохранению упрочнения сплавов при высоких температурах. Молибден может образовывать простые (MoC, Mo_2C) карбиды, а в присутствии других элементов – сложные, например $(Fe, Cr, Mo)_6C$.

Чем мельче выделения карбидов, тем прочнее сталь и ниже уровень напряжений, возникающих при эксплуатации. О типе карбидов судили по результатам рентгеноструктурного анализа выделенного анодного осадка, а также исследованных фаз. Поскольку, в таком материале одновременно присутствуют несколько типов карбидов, их разделяли путем дополнительного химического изолирования и обработки известными химическими реагентами, а также оптико-математическим описанием металлографических изображений [5].

В сталях, легированных вольфрамом и молибденом, имеется фаза $Fe_2(W, Mo)$. Устойчивость ее определяется содержанием в ней W. Чем больше вольфрама, тем устойчивее фаза. Процесс высокотемпературного твердения происходит в сталях с 4%Mo и 6%W.

Упрочняющее влияние V заключается в его склонности формировать термически устойчивые высокодисперсные карбиды. Карбиды V наблюдаются уже при содержании его 0,01 – 0,02%.

Температура растворения карбидов ванадия 1000-1020°C. При последующем повторном нагреве температура их выделения составляет 600-650°C. Выделяющиеся в этом интервале температур карбиды очень дисперсные и располагаются, главным образом, по дефектам кристаллической решетки.

Основной эффект упрочнения в дисперсионно-твердеющих материалах достигается в процессе термической обработки. Дисперсионотвердеющие материалы обрабатывают, главным образом, по режимам закалки с отпуском, нормализации и старения. Анализ условий аустенитизации и закалки на количество, распределение карбидных частиц в сталях, легированных Cr, Ni, Mo, V, показал следующее. Размер частиц карбидов, при котором наблюдается максимум твердости для сталей, содержащих Ni в качестве основного легирующего элемента, составляет $\approx 0,3$ мкм. Для сталей, в состав которых входит Cr, Mo, V, размер карбидов в большинстве случаев составляет 5 мкм, а самые крупные достигают 20-25 мкм. В сталях с W содержатся карбиды преимущественно размерами 1-3 мкм, отдельные до 6 мкм. Для этих сталей с повышением температуры аустенитизации наблюдается растворение крупных карбидов (≈ 6 мкм), в то время, как для сталей с Mo и V растворения их не фиксировали. Исследования показали, что с повышением температуры закалки число карбидных частиц на 1мм^2 размерами 1 мкм и 4 мкм снижается с $25 \cdot 10^6$ до $7 \cdot 10^6$ и с $5 \cdot 10^6$ до $1,5 \cdot 10^6$ соответственно. Испытания на износ сталей, закаленных от разных температур на одну и ту же твердость, свидетельствуют о том, что температура аустенитизации существенно не изменяет фазы, т.е. не зависит от распределения карбидов. Основными факторами, влияющими на износ, являются размеры карбидных включений и их химический состав.

В анализируемых сталях, легированных хромом, молибденом, ванадием и титаном, после закалки и отпуска при 650°C выделяются карбиды Me_7C_3 и Me_6C . Подробными исследованиями карбидной фазы при отпуске при такой температуре выявлена возможность протекания двух процессов. Первый – специальных карбидов.

Второй – растворение ранее выделившихся дисперсных карбидов. Вначале они растворяются, а затем выделяются в меньшем количестве и соответствуют цементитному типу.

Процессы, возникающие при отпуске изделий из таких сталей оказывают влияние на изменение механических свойств. При отпуске стали, в структуре которых распадается остаточного аустенит, повышается за счет дисперсионного твердения. Если в структуре имеется некоторое количество остаточного аустенита, наблюдается более интенсивное увеличение твердости и прочности при эксплуатации, так как происходит дополнительный его распад и возрастают микронапряжения.

Вывод. Оптимальное структурообразование в дисперсионно-твердеющих сталях достигается за счет упрочнения карбидными, нитридными фазами, которые при оптимальных параметрах термообработки способны растворяться и заново формироваться при распаде пересыщенного твердого раствора. Уровень упрочнения определяется размером выделяемых фаз, их составом и степенью однородности распределения.

Список использованных источников

1. Производство и применение прокатных валков: справочник / Т.С. Скобло и др. Ред. Т.С. Скобло. Харьков, 2013. ЦД № 1. 572 с.
2. Высокопрочная легированная сталь: пат. №46-27139 Япония, С 21 С7/4 заявл.25.02.64, опубл. 06.08.71.
3. Сталь: А.С. № 1684352 СССР, С22С38/48 заявл. 09.10.88, опубл.15.10.91.
4. Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем. т.1. М., Металлургиздат, 1959, 952с.
5. Scoblo T.S. Specific Features of the Formation of Structures in 60Kh2N4GMF Precipitation-Hardening Steel. // T.S. Skoblo, V.M. Vlasovets. Journal «Materials Science». – Volume 47, Number 5, New York: SNYCB, 2012. – P. 644–650.

Abstract. The article shows that by varying the chemical composition of the dispersion-hardening materials and the method of their heat treatment it is possible to obtain optimal consumer properties of the alloys. The level of hardening is determined by the size of the separated phases, their composition and the degree of uniformity of the distribution.