

ляет 12–15 г на 1000 деталей, водорода 12–15 л на 1000 деталей. Это позволяет производить обработку годовой программы нитепроводников на несложных установках, состоящих из стандартных агрегатов (муфельные печи, герметичные контейнеры из жаростойкой стали, генераторы водорода типа СГС–2). При годовой программе обрабатываемых деталей свыше 500 тыс. шт. становится экономически целесообразным проводить процесс на проходных, конвейерных водородных печах.

Борирование позволяет повысить стойкость нитепроводников в 4–7 раз. Экономический эффект при этом достигает 100–150 руб. на 1000 деталей. Кроме того, проведенные производственные испытания показали эффективность борирования по разработанному способу целого ряда деталей текстильного оборудования (в частности пневматических ткацких станков и станков СТБ–2), отличающихся также массовым производством и потреблением. Это указывает на перспективность разработанного процесса борирования для широкого внедрения на предприятиях легкой промышленности.

Л и т е р а т у р а

1. Ляхович Л.С., Долманов Ф.В., Исаков С.А. О применении борирования для деталей массового производства. – В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1981, вып. 16, с. 74–75. 2. А. с. 865967 (СССР). Состав для борирования стальных изделий / Л.С.Ляхович, Ф.В.Долманов, С.А.Исаков. Оpubл. в Б. И., 1981, № 35.

УДК 621.787:621.7.044.2

В.Н.Ковалевский, канд.техн.наук,
Ю.Г.Алексеев, мл. науч. сотр.,
Е.С.Голубцова, аспирант (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО–СКОРОСТНОГО ФАКТОРА НА УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ

Воздействие плоских и косых ударных волн при упрочнении металлов энергией взрыва сопровождается увеличением прочности, износостойкости и в целом эксплуатационных характеристик металлов и сплавов [1–3]. Для получения значительного эффекта упрочнения в качестве энергоносителя используются высокобризантные взрывчатые вещества (ВВ) со скоростью детонации 7700–8600 м/с и давлением за фронтом ударной волны $P = 190 \cdot 10^4 - 340 \cdot 10^4$ МПа.

Упрочнение металлов под действием продуктов детонации низкобризантных ВВ ($D = 3500-4500$ м/с, $P = 30 \cdot 10^4 - 70 \cdot 10^4$ МПа) наблюдается при сварке взрывом в процессе пластической деформации трубных заготовок.

Значительный интерес для теории и практики сварки представляет изучение высокоскоростной деформации в режимах сварки в интервале температур, которые совпадают с фазовыми или структурными превращениями, в сплавах, когда возникают новые явления в пластическом поведении материала, вызываемые этими превращениями. Использование нагрева благоприятно сказывается на формоизменении сплавов, деформация которых затруднена ввиду низкой пластичности при комнатных температурах. При нагреве снижается сопротивление пластической деформации, что позволяет осуществлять сварку толстостенных труб на низких режимах.

Исследования выполнялись на сталях аустенитного ОХ12Г14Н4ЮА, бейнитного 38ХНЗМФА, феррито-перлитного классов 30ХГСА и мартенситностарееющей стали. Образцы подвергались высокоскоростной деформации при скорости метания $v = 400-600$ м/с, степени деформации $\epsilon = 30-70\%$ и температуре $t = 20^\circ, 750^\circ\text{C}$.

Сталь ОХ12Г14Н4ЮА деформировалась осаживанием на цилиндрическую оправку трубной заготовки в указанных режимах при температуре $t = 20^\circ\text{C}$. Было установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации на аустенитную структуру легированных сталей сопровождается существенными изменениями в структуре и свойствах сплава. Так, наибольший рост значений микротвердости и прочности стали наблюдается при увеличении степени деформации до 50%, что позволяет повысить значение микротвердости в два раза (до 4100 МПа), а предел прочности с 570 МПа до 1200 МПа.

Исходная структура стали, представляющая собой аустенит закалки высоколегированной стали с большим содержанием легирующих элементов, под воздействием интенсивной высокоскоростной пластической деформации приобретает разориентированные, пересекающиеся, не имеющие прямолинейного характера линии скольжения, развитие которых связано с изменением плоскостей скольжения в процессе деформации. Наличие большого количества частиц вторичных фаз приводит к возникновению и повышению плотности дислокаций, а импульсное приложение нагрузки увеличивает скорость их перемещения более чем на порядок, что сопровождается ростом сопротивления деформированию.

Интенсивная пластическая деформация ($\epsilon = 50\%$) приводит к

появлению мартенситной α' фазы, которая способствует значительному повышению механических характеристик стали.

При дальнейшем увеличении степени деформации наступает насыщение процессов образования дислокаций и фазового распада, что сопровождается снижением интенсивности деформационного упрочнения сплава.

Упрочнение стали 38ХНЗМФА осуществлялось в интервале температур фазового перехода $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$ ($750^{\circ}C$) при степени деформации ($\epsilon = 30-70\%$). Было установлено, что деформационно-термическое упрочнение стали при импульсном приложении нагрузки значительно повышает прочностные характеристики материала $\sigma_B = 1600-1660$ МПа (для стали 38ХНЗМФА в исходном состоянии $\sigma_B = 1000-1100$ МПа), при высоких значениях ударной вязкости материала ($a_H = 1,0-1,2$ кДж/м²) и характеристиках пластичности ($\delta = 8-12\%$).

Микроструктурные исследования стали 38ХНЗМФА показали ярко выраженную текстурованность материала и высокую дисперсность структуры. Микрорентгеноспектральный анализ стали показал, что повышается дисперсия карбидообразующих элементов хрома, молибдена и ванадия с одновременным более равномерным распределением их по объему сплава.

Высокоскоростная пластическая деформация в интервале температур фазового превращения за счет диффузионных процессов и бездиффузионных фазовых перестроений перераспределяет легирующие элементы, повышает их дисперсность, измельчает субструктуру сплава, что позволяет осуществлять пластическую деформацию его при степени деформации значительно превышающей критическую ($\epsilon = 18\%$) при комнатных температурах.

Условия нагружения стали 30ХГСА: $\epsilon = 10-50\%$, $t = 20^{\circ}C$, $v_H = 400$ м/с. Сталь подвергалась деформации энергией взрыва в состоянии поставки ($\sigma_B = 620-650$ МПа) и термообработки: закалка $870^{\circ}C$ в воде и отпуск $540^{\circ}C$ $\tau = 30$ мин ($\sigma_B = 700-730$ МПа). Исследования упрочненной стали 30ХГСА показали, что повышение прочностных характеристик наблюдается для стали в состоянии закалки и отпуска до $\epsilon = 30\%$ в среднем на 40% ($\sigma_B = 930-950$ МПа), а при $\epsilon = 40\%$ интенсивность упрочнения уменьшается ($\sigma_B = 890-920$ МПа).

При $\epsilon = 50\%$ возникают радиальные трещины, которые распространяются от внутренних слоев к наружным по эвольвенте.

Упрочнение стали 30ХГСА в состоянии поставки в тех же режимах при $t = 750^{\circ}C$ показало, что увеличение предела прочности стали возрастает в указанном интервале степеней деформации и при $\epsilon = 50\%$ превышает исходные значения на 40-45%.

При этом следует отметить, что направленность структуры приводит к значительной анизотропии свойств. Так, в направлении оси трубной заготовки $\sigma_B = 1140-1160$ МПа, $\sigma_{0,2} = 810$ МПа, а в радиальном $\sigma_B = 960-980$ МПа, $\sigma_{0,2} = 720$ МПа. Микроструктурные исследования показали, что с увеличением степени деформации до 50% (при $t = 750^\circ$) наблюдается уменьшение ферритных прослоек, их дробление и увеличение дисперсности структуры в целом. Карбидообразующие элементы Cr, Mn более равномерно распределяются в объеме сплава.

Мартенситностареющая сталь (с содержанием Co до 8,5%) подвергалась деформации обжатием энергией взрыва на оправку с $\epsilon = 40\%$ в состоянии закалки 820°C (охлаждение на воздухе).

Исследования упрочненных взрывом образцов показали, что упрочнение при температуре закалки дает повышение предела прочности σ_B до 1070 МПа (исходный материал $\sigma_B = 1000$ МПа) при $\delta = 9,6\%$, $\Psi = 76,4\%$, HRC = 34-39 (в исходном материале $\delta = 9\%$, $\Psi = 65\%$, HRC = 30-31). Последующее старение упрочненного сплава повышает механические характеристики $\sigma_B = 2020$ МПа, $\delta = 8,6\%$, $\Psi = 60,5\%$, HRC = 51-53 (в исходном материале $\sigma_B = 2000$ МПа, $\delta = 9,3\%$, $\Psi = 52\%$, HRC = 51-52).

Деформация $\epsilon = 40\%$ при $t = 490^\circ$ превышает критическую, что привело к разрушению образцов. Упрочнение стали в закаленном состоянии при $t = 20^\circ$ и последующее старение сплава не привело к существенным изменениям механических свойств.

Следует отметить, что в процессе упрочнения мартенситностареющей стали наиболее чувствительной характеристикой является Ψ -характеристика сосредоточенной пластической деформации.

Микроструктурные исследования сплава показали значительное изменение размеров зерен, их направленность и интенсивную пластическую деформацию их с плотным расположением линий скольжения и двойников.

Л и т е р а т у р а

1. Дерibas А.А., Матвеевков Ф.И., Соболенко Т.М. Упрочнение взрывом высокомарганцовистых сталей. - ФГВ, 1966, № 3, с. 83-88.
2. Козорезов К.И., Скугурова И.Ф. Упрочнение сталей ударными волнами. - Физика и химия обработки материалов АН СССР, 1969, № 2, с. 91-99.
3. Дидык Р.П., Грязнова Л.В. Взрывное упрочнение малоуглеродистой стали при различных положениях фронта детонации. - ФГВ, 1974, т. 10, № 1, с. 122-126.