

2. Hu S. M. Defects in silicon substrate // J. Vac. Sci. Technol. — 1977. — V. 14, № 1. — P. 17—30.
3. Образование дислокаций в бездислокационном Si, подвергнутом геттеризирующей термообработке // В. П. Алексин, Л. А. Игнатьева, Ю. М. Литвинов и др. // Микроэлектроника. — 1985. — Вып. 5. — С. 415—419.
4. Шабоян С. А., Бахигян А. Г., Дюмазян С. Г. Влияние тепловых условий выращивания на совершенство кристаллической структуры бездислокационного кремния // Изв. АН АрмССР. Сер. Физика. — 1979. — № 4. — С. 144—146.
5. Айвазян Г. Е., Скалорцов А. М. Расчет внутренних напряжений в системе «слой-подложка» // Электронная техника. Сер. 3. Микроэлектроника. — 1986. — Вып. 1. — С. 117—120.

ИППО «Тринэстор»

5. XI 1990

Изв. АН Армении (сер. ТН), т. XLIV, № 5—6, 1991, с. 216—222

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.762.621.91

С. Г. АГБАЛЯН, Г. А. АСАТЯН, Г. Г. МКРТЧЯН, Р. Г. САМВЕЛЯН, С. А. АСИЛА

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ ЧУГУННОЙ СТРУЖКИ

Исследованы структуры и механические свойства спеченных сталей из стального порошка, полученных из чугушной стружки методом содового рафинирования и из его смеси с железным порошком при различных сочетаниях. Установлено, что с увеличением содержания стального порошка прочность спеченных сплавов возрастает. Оптимальные механические свойства достигаются при соотношении 35:65. Механические свойства спеченных изделий ($\Pi = 0\%$) достигаются при ВТМО ($\tau_{\text{в}} = 1500 \text{ МПа}$), сочетающей экструзию и немедленную закалку с низким отпускком, при этом структура представляет собой бесструктурный мартенсит. Выявлено, что структура порошковых сталей полностью соответствует структурам стандартных сталей без каких-либо аномалий.

Ил. 4. Библиогр.: 6 назв.

Ստուգվածությունը և թույլ տալիքներին սողացով հարստացնելու մեթոդով ստացված պողպատի փոշուր, ինչպես նաև պողպատի և էրկաթի փոշիների տարրեր հարաբերակցությամբ խառնուրդից հոսված պողպատների կառուցվածքը և մեխանիկական հատկությունները, շինվածությունը և, որ պողպատի փոշու քանակության ավելացման դեպքում եռակված պողպատի ամրությունը բարձրանում է: Մեխանիկական հատկությունների բաժնույն արժեքը բաժնույն բաղադրիչների 35:65 հարաբերության դեպքում նախկինում պողպատների ($\Pi = 0\%$) առաջնությունը հատկությունները ստացվում են բարձր ճեղքատիճանային մշակման դեպքում ($\tau_{\text{в}} = 1500 \text{ МПа}$), որն իր մեջ բնորոշում է սառնորոշում (էքստրուզիա) և անմիջական միանգամից դանդաղ միանմանությամբ Այս դեպքում ստացվում է խիստ մաքուր անվնասված մարտենսիտային միկրոկառուցվածք: Ազդեցությունը և, որ մետաղափոշիներից ստացված պողպատների կառուցվածքը ամրությունը համապատասխանում է ստանդարտ հատկություններին առանց որևիպ փոփոխության:

Как известно, в стране отходы черных металлов в виде стружки превышают 9...10 млн тонн в год, в том числе чугушной стружки 2,0...2,5 млн тонн. Чугунная стружка по существу является почти готовым сырьем для порошковой металлургии и легко измельчается

в тонкодисперсный порошок. Проблема утилизации чугуниной стружки методами порошковой металлургии путем ее рафинирования от природных примесей (6...8%) и механических загрязнений (2...4%), выпадаемых при сборе, хранении и транспортировке, посвящены работы [1, 2], а технология получения беспористых заготовок из стальных порошков методами экструзии приведена в [3].

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств спеченных сталей из стального порошка и из его смеси с железным порошком при различных сочетаниях. Химический состав стального порошка, полученного из чугуниной стружки методом содового рафинирования, приведены в [2].



Рис. 1. Прочность на разрыв образцов, изготовленных из смеси стального и железного (ПЖ2М1) порошков: 1 — пористые (П-20%); 2, 3 — беспористые (П-0%).

Из стального порошка и его смеси с железным порошком двусторонним прессованием $P = 500 \text{ МПа}$ изготавливали цилиндрические заготовки ($\varnothing 30 \text{ мм}$, $h = 50 \text{ мм}$) пористостью 25%, которые нагревали в защитной среде и экструдировали через коническую матрицу ($2\alpha = 120^\circ$). На рис. 1 показана зависимость прочности спеченной стали от содержания стального порошка. Как видно, с увеличением количества стального порошка прочность образцов возрастает, при этом прочность беспористых образцов в 3—4 раза выше прочности пористых образцов. Столь существенное различие объясняется тем, что беспористые образцы получены экструзией по оптимальным режимам ($T = 1100\text{--}1150^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$, $4 \leq l \leq 5$, $2\alpha = 120^\circ$), рекомендованным в [4]. При этом использовалось условие, гарантирующее получение беспористых структур

$$l_{\text{кр}} \geq \exp \left[\frac{m}{c} \left(1 + f \frac{L}{P} \right)^{-1} \right],$$

где $m = \frac{P_n}{\sigma_n}$; P_n — давление экструзии; σ_n — временное сопротивление металла на разрыв при температуре экструзии; c — коэффициент, учитывающий напряженное и деформированное состояния металла

при экструзии (для сплошной стали $\epsilon = 1$); f — коэффициент поверхностного трения металла, L — длина заготовки, D — диаметр контейнера (заготовки).

О целесообразности применения смеси стального и железного порошков для изготовления деталей машин свидетельствует кривая 3 (рис. 1), которая характеризует ударную вязкость. В зависимости от условий эксплуатации рекомендуется тот или иной выбор соотношений порошков, вплоть до 100%-го содержания стального порошка. Сравнивая кривые 1 и 2, необходимо отметить, что всегда надо ориентироваться на изготовление деталей с мелкокристаллической или безкристаллической структурой. Микроструктура образцов ферритная (рис. 2), а по составу — однородная. Структура экструдированной стали (рис. 2 б, г) практически беспористая.

Определенный интерес представляют механические свойства порошковых сталей, подвергнутых термической обработке. Как известно [5], спеченные углеродистые стали пористостью до 10% хорошо подвергаются закалке, при $10\% < \Pi < 15\%$ удовлетворительно закаливаются, а свыше 15% — не принимают закалки. С-образные кривые и термокинетические диаграммы спеченной стали с увеличением пористости смещаются влево, а температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита — вверх. Например, минимальная устойчивость аустенита стандартной стали У8 соответствует температуре 530°C , а порошковой ($\Pi = 20\%$) — 590°C . Время минимальной устойчивости аустенита уменьшается от 1,6 до 0,5 с, а общее время превращения — от 5,1 до 1,9 с. Структурные особенности оказывают сильное влияние и на кинетику бездиффузионного превращения аустенита. С увеличением пористости точка начала мартенситного превращения M_s повышается. Так, для стандартных сталей марок 45 и У8 $M_s = 380$ и 340°C , тогда как для порошковых сталей ($\Pi = 20\%$) — соответственно $M_s = 380$ и 320°C .

Смещение С-образных кривых и повышение значений M_s существенно затрудняют закалку пористых порошковых сталей. В связи с этим температуру закалки предусматривают на $60\text{--}120^\circ\text{C}$ выше, чем для стандартных сталей, а содержание углерода берут на 0,1—0,3 мас. % больше. Все эти закономерности справедливы и для порошковой стали из стального и железного порошков.

Определенный интерес представляет термомеханическая обработка разработанных сталей. В этой связи термообработку изучали на беспористой стали, полученной экструзией. При этом процессы экструзии сочетались с высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО). По существу экструзия и немедленная закалка (я воле) составляли процесс ВТМО. Некоторые результаты экспериментов представлены на рис. 3. В порядке сравнения приведены данные [6], иллюстрируемые кривой 3. При этом стандартная сталь марки СП60-4 (СП — сталь порошковая, 10—0,1 мас. % С, 4— $\Pi < 2\%$) подвергнута предварительной термической обработке (ПТМО), заключающейся в холодной пластической деформации (степень деформации $\epsilon =$



Рис. 2. Микроструктуры образцов из стального (а, б) и из стального (35 мас. %) и железного (65 мас. %) порошков (в, г). а — пористая (П — 2 %), б — беспористая (ж. грунт) (X250)

50%), промежуточный отпуск, быстрый нагрев и закалку. После обработки наиболее устойчивые дефекты кристаллического строения, создаваемые при холодной пластической деформации, сохраняются при протекании последующих процессов и наследуются мартенситом.

Максимальный уровень прочностных свойств порошковых сталей, соответствующих уровню литых сталей, наблюдается при высоких степенях деформации (50–75%) и низкотемпературном отпуске при 300°C (кривая 3).

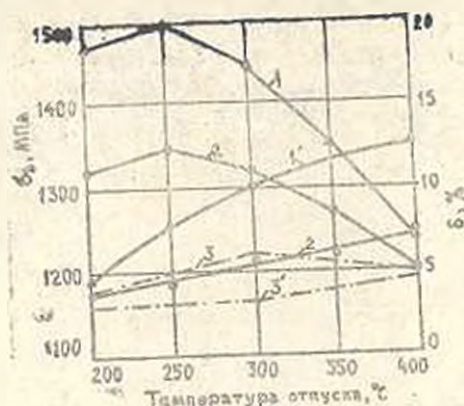


Рис. 3. Прочность на разрыв σ_v и относительное удлинение δ порошковых сталей: 1 — СПЭ60-4 ($C=0,6 \text{ мас. } \%$), экструзия с немедленной закалкой (BTMO); 2 — СПЭ60-4 ($C=0,6 \text{ мас. } \%$), экструзия, обычная закалка (810–840°C); 3 — СП60-4 ($C=0,6 \text{ мас. } \%$), остаточная пористость — 2%, закалка по режиму ПТМО.

Анализ рис. 3 показывает, что максимальная прочность сталей СПЭ60-4 (Э—экспериментальная) и СП60-4 достигается при температуре отпуска 250 и 300°C. Относительное удлинение δ возрастает с повышением температуры отпуска и соответственно снижается прочность σ_v . Из рис. 3 также видно, что лучшие свойства сталей обеспечивает BTMO (кривые 1 и 1'). При BTMO деформация осуществляется вблизи точки A_1 и вследствие достаточной термической активности возникающая ячеистая субструктура преобразуется в полигонизованную или частично рекристаллизованную. При таком температурном режиме диффузионные процессы обеспечивают перераспределение атомов углерода путем концентрации на дефектах кристаллического строения. Скопления атомов углерода на субграницах стабилизируют субструктуру аустенита и способствуют ее более полному наследованию мартенситом. Следствием этого является равномерность распределения дислокаций ввиду протекания процесса полигонизации и меньшая концентрация углерода в кристаллической решетке, способствующая снижению ее тетрагональности.

Обычная закалка (ОЗ) экструзированной стали (кривые 2 и 2'), занимает промежуточное положение между BTMO и ПТМО (кривые 3 и 3'), т. е. остаточная пористость и дефектная структура горячепрессованной стали не позволяют повысить уровень свойств до максимальных значений.

Соотношение максимальных значений σ_v термобработанных сталей по трем режимам (BTMO, ОЗ, ПТМО—кривые 1, 2, 3) та-

ково—1,23:1,11:1, а соотношение пластичности δ при температуре отпуска 300°C (кривые 1', 2', 3')—3,3:1,7:1. Таким образом, сочетание процессов экструзии и ВТМО является наилучшим видом термической обработки, т. к. обеспечивает высокий уровень механических свойств.



Рис. 4. Микроструктуры экструдированной стали 60Г20: а — без термообработки (Ф — П); б — после ВТМО (дескартурированный мартенит); в — после закалки (игольчатый мартенит); г — после закалки и низкого отпуска ($\times 500$).



На рис. 4 представлены микроструктуры экструдированной стали СР60-4. Без термообработки структура представляет собой (Ф+П), т.е. соответствует типичной структуре доэвтектоидной стали (рис. 4 а), после ВМТО—бесструктурный мартенсит (рис. 4, б), после обычной закалки—игльчатый мартенсит (рис. 4, в), а после низкого отпуска—отпущенный мартенсит с трооститом отпуска (рис. 4, г). Следовательно, структура порошковых сталей полностью соответствует структурам стандартных сталей.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Технологии получения стального порошка из чугуниной стружки//Г. А. Асатрян, М. К. Зурнакян, Г. Х. Карапетян и др./Теория и практика порошковой металлургии. Межвуз. тем. сб. науч. тр. по порошк. металл.—Ереван, 1982.—С. 118—122.
2. Манукян Н. В., Асатрян Г. А., Зурнакян М. К. Получение стального порошка из чугуниной стружки методом содового рафинирования//Композитные материалы и их обработка: Межвуз. тем. сб. науч. тр.—Ереван, 1985.—С. 3—6.
3. Асатрян Г. А., Агбалиян С. Г., Зурнакян М. К. Исследование экструзии стального порошка, полученного из чугуниной стружки методом содового рафинирования//Структура и свойства сплавов в зависимости от технологии получения и термообработки: Межвуз. тем. сб. науч. тр. по геол., горн. делу, минерал. и металл.—Ереван, 1987.—С. 13—18.
4. Манукян Н. В. Технологии порошковой металлургии.—Ереван: Айастан, 1986.—232 с.
5. Ерчаков С. С. Термическая обработка порошковых стальных деталей.—Л.: ЛДТИП, 1981.—24 с.
6. Высокопрочные низколегированные печенные стали И. Д. Радомыслский Л. И. Костырко, С. Г. Напиря-Волгики и др.//Ки.: Конструкционные материалы—Киев: Наукова думка, 1987.—С. 3—8.

ЕрПН

15. VI 1990

Изв. АН Армии (сер ТП), т. XLIV, № 5—6, 1991, с. 222—226.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 537.312.5

А. Х. АВАГЯН, Ж. Г. ДОХОЛЯН, С. Х. ХУДАВЕРДЯН

МЕТОД ЛАЗЕРНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТОНКИХ ПОЛНКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ

Разработан метод лазерной рекристаллизации тонких полнкристаллических слоев. Получено аналитическое выражение, связывающее параметры лазерного пучка и рекристаллизующего материала. На основе предложенного метода собраны установка, которая хорошо зарекомендовала себя при экспериментальных работах.

Ил. 2. Библиогр.: 3 назв.

Մշակվել է նորը բարձրարժեքային շերտերի լազերային վերաբյուրեղացումը կազմակերպելու և վերաբյուրեղացման արագացումը ապահովելու մեթոդը: Մշակվել է վերաբյուրեղացման համար անհրաժեշտ պարամետրերի միջև կապող անալիտիկական արտահայտությունը: Մեթոդի վրա հիմնված սարքը օգտագործվել է փորձարկումների ժամանակ: