УДК 621.762.4.016 (075.8)

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ ПК Г13

Сообщение 2. Влияние режимов горячей штамповки на структурообразование и свойства порошковой стали ПК Г13

© 2013 г. **Н. Н. Жердицкая, Ж. В. Еремеева**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
Южно-Российский государственный технический университет (ЮРГТУ–НПИ), г. Новочеркасск

Н. Н. Жердицкая – канд. техн. наук, доцент кафедры технологии машиностроения ЮРГТУ–НПИ (346430, Ростовская обл., г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132). Тел.: (86352) 554-86.
Ж. В. Еремеева – докт. техн. наук, доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 638-44-09. E-mail: eremeeva-shanna@yandex.ru.

Изучено влияние режимов горячей штамповки (ГШ) на структурообразование и свойства порошковой аустенитной стали ПК Г13. Установлено, что увеличение степени деформации аустенитной стали приводит к ускорению процесса разупрочнения, а повышение температуры ГШ снижает склонность к рекристаллизации. Благоприятное развитие полигонизации наблюдается при меньших скоростях деформации. Оптимизированы технологические режимы получения горячештампованной стали ПК Г13.

Ключевые слова: порошковая аустенитная сталь, горячая штамповка, технологические факторы.

The effect of hot forming schedules on the structure and properties of PK G13 powder austenite steel has been studied. It is found that increase of degree of austenitic steel deformation leads to softening acceleration process and hot forming temperature rise decreases the tendency to recrystallization. The favorable development of polygonization at lesser strain rates has been observed. The operating schedules of producing hot forming PK G13 powder steel are optimized.

Key words: powder austenitic steel, hot forming, process factors.

Существенного повышения механических свойств стали, которое определяется созданной при горячей пластической деформации развитой субструктурой, можно достичь, управляя высокотемпературными процессами в деформированном аустените. Формирование структуры горячештампованных порошковых материалов зависит от параметров горячей штамповки (ГШ): степени, скорости и температуры деформации, скорости охлаждения.

Цель настоящей работы заключалась в установлении механизма и кинетики формирования структуры и определении оптимальных условий получения порошковой стали ПК Г13.

Образцы цилиндрической (d = 20 мм) и призматической (10 × 10 × 55 мм) форм для исследования получали холодным прессованием с последующим спеканием (t = 1200 ± 10 °С, τ = 120 мин, восстановительная среда – осушенный диссоциированный аммиак с температурой точки росы $t_{т.р}$ = –20 ÷ –30 °С). Нагрев образцов перед ГШ проводили при температуре $t_{ГШ}$ = 1200 °С в течение τ = 20 мин в атмосфере осушенного водорода ($t_{т.р}$ = –20 ÷ –30 °С).

Степень деформации. Для исследования влияния степени деформации на структуру аустенитной стали осуществляли ГШ на фрикционном молоте и гидравлическом прессе с различной степенью деформации. Работу уплотнения варьировали путем изменения высоты падения бабы фрикционного молота. Давление прессования составляло 500–1000 МПа, что позволяло получать образцы с остаточной пористостью ($П$) не более 1,5 %. Чтобы предотвратить рекристаллизационные процессы после ГШ, образцы немедленно охлаждали в воде (технически обусловленная пауза не превышала 5 с). Степень деформации материала определяли по формуле [1]

$$\varepsilon = \frac{\beta_o}{2{,}0 \div 2{,}8}\,\varepsilon_{пр},$$

где β_o – относительный объем исходной прессовки, $\varepsilon_{пр} = dH_{ср}/H_{ср}$ – степень макродеформации, $H_{ср}$ – среднестатистическая высота прессовки.

Степень деформации оказывает существенное влияние на структурообразование и свойства

аустенитной стали. На рис. 1 представлены микроструктуры ее образцов после ГШ с разной степенью деформации.

При ГШ со степенью деформации 5 % на микрошлифах наблюдается незначительное количество объемов зерен со следами внутризеренного скольжения (рис. 1, *а*). По-видимому, на первых этапах, когда происходит уплотнение материала по механизму зернограничного проскальзывания (ЗГП), деформации подвергаются кристаллы, плоскости скольжения которых благоприятно расположены относительно действующего напряжения. На этой стадии уплотнение осуществляется за счет истинного ЗГП, что вызывает упрочнение только в приграничных объемах зерен. Затем возможно появление множественного скольжения. Такая степень деформации дает самые низкие значения прочности и пластичности стали. Последующее увеличение степени деформации (ε = 12 %) приводит к возникновению в большинстве зерен множественного скольжения (рис. 1, *б*), а также продолжению ЗГП, в результате чего происходит уплотнение с одновременным упрочнением материала. С повышением степени деформации до 20 % и более развивается процесс множественного скольжения практически во всех объемах зерен (рис. 1, *в*). При ε = 33 % зерна аустенита фрагментируются линиями скольже-

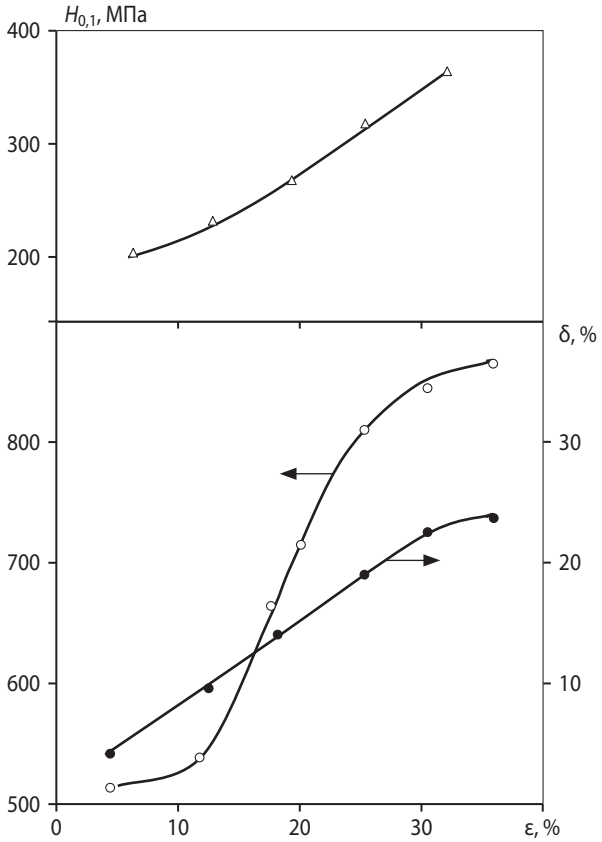

Рис. 2. Влияние степени деформации на механические свойства и микротвердость стали ПК Г13 ($t_{ГШ}$ = 1200 °С)

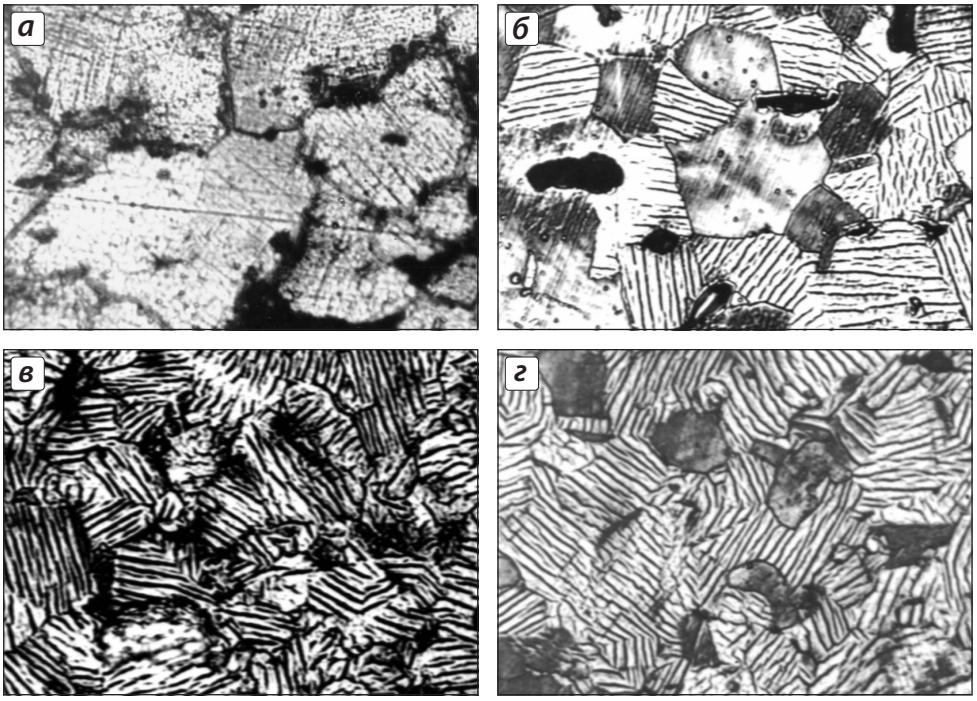

Рис. 1. Микроструктура аустенитной стали ПК Г13 (×1000)
$t_{ГШ}$ = 1200 °С
ε, %: ***а*** – 5, ***б*** – 12, ***в*** – 20, ***г*** – 33

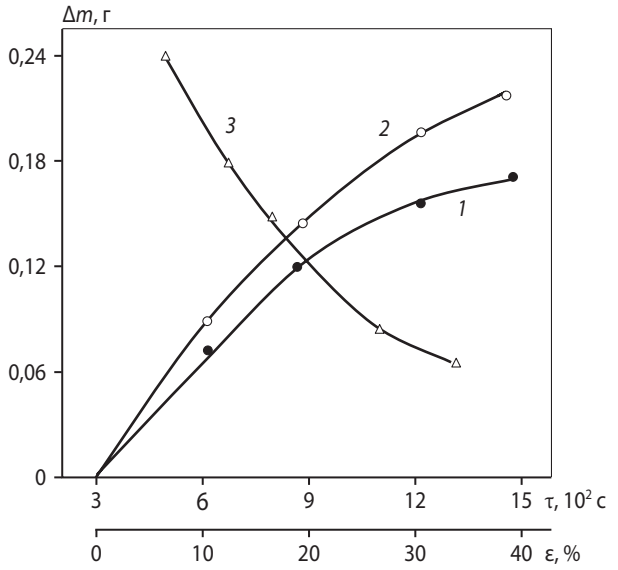

Рис. 3. Сравнительный износ сталей ПК Г13 (***1***) и 110Г13Л (***2***) и зависимость износа стали ПК Г13 от степени деформации (***3***)

ния, на фоне которых можно наблюдать небольшое количество мелких рекристаллизованных объемов размером 3–5 мкм (рис. 1, *г*). Начинающаяся динамическая рекристаллизация, а также статическая, в течение технически обусловленной паузы до охлаждения, еще не вносят существенного вклада в процесс разупрочнения. При этом отмечается значительное улучшение свойств стали (рис. 2).

Сравнительные испытания стали ПК Г13 ($\varepsilon = 25$ %) и литой стали 110Г13Л на износ в зависимости от продолжительности работы показали лучшие результаты для порошковой стали. Ее повышенная износостойкость обусловлена значительным упрочнением аустенита и измельчением исходного зерна в ходе ГШ. Увеличение степени деформации (при одинаковом времени испытания $\tau = 6 \cdot 10^2$ с) приводит к существенному повышению износостойкости. Результаты испытаний на износ в условиях скольжения без смазки представлены на рис. 3.

Если сразу после ГШ не развивается статическая рекристаллизация, то структура состоит из контуров исходных зерен, внутри которых сформированы деформационные полосы (рис. 4, *а*, *б*). Их образование, как предполагается [2], обусловлено незакономерным поворотом решетки во время деформации. С позиции дислокационной теории возникновение полос деформации является результатом взаимодействия разноименных краевых дислокаций, движущихся в параллельных линиях скольжения навстречу одна другой [3].

Если приведенное внешнее напряжение не превышает критическое сдвиговое напряжение, то разноименные дислокации будут создавать плоские скопления, расположенные на определенном расстоянии друг от друга. В результате дальнейшей деформации образуется полоса, сохраняющая исходную ориентировку, в то время как вне ее ориентировка будет отличаться на градусы и десятки градусов. Кроме этого, возможно образование полос сброса, располагающихся перпендикулярно полосам скольжения и содержащих локальные области искривленной решетки (рис. 4, *в*, *г*). В этих областях создается повышенная плотность дислокаций, в результате чего они становятся благоприятными центрами зарождения рекристаллизованных зерен во время деформации [3].

Достижение критической степени деформации, необходимой для начала динамической рекристаллизации, приводит к слабой стабильности субструктуры горячедеформированного аустенита и развитию процессов разупрочнения уже в ходе ГШ. Сразу

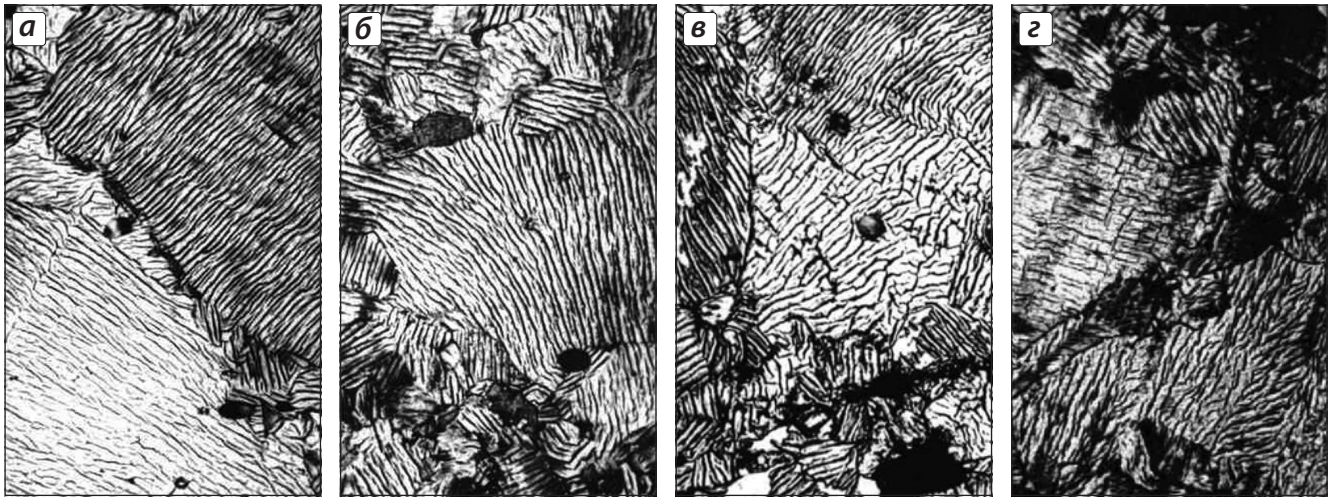

Рис. 4. Микроструктура горячештампованной стали ПК Г13 (×1000)
$t_{ГШ} = 1200$ °С, $\varepsilon = 33$ %, скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 10$ с$^{-1}$, закалка в воду

Рис. 5. Зубчатая форма границ исходных зерен стали ПК Г13 (×1000)
$t_{ГШ}$ = 1200 °С, ε = 45 %

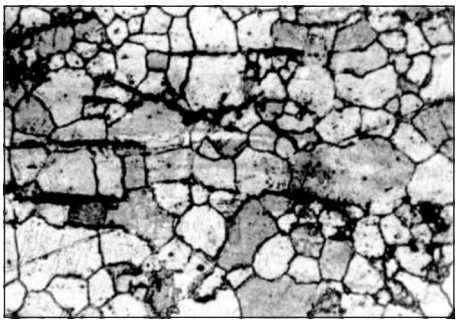

Рис. 6. Микроструктура аустенитной порошковой стали ПК Г13 (×1000)
$t_{ГШ}$ = 1200 °С, ε = 52 %

после деформации можно наблюдать локальную миграцию отдельных участков большеугловой границы, в результате исходная граница зерна принимает зубчатую форму (рис. 5), что является характерным структурным признаком динамической рекристаллизации [3]. Движущей силой образования зубчастости является разница в локальной плотности дефектов по обе стороны от данного участка границы, которая вызвана неоднородностью деформации соседних зерен.

Наибольшую степень деформации получали при уплотнении свободной осадкой образца, запрессованного в толстостенный контейнер, со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 1{,}39 \cdot 10^2$ с$^{-1}$. В результате осадки при $t_{ГШ}$ = 1200 °С и ε = 52 % формируется мелкозернистая структура (размер зерен 5–20 мкм) с включениями вытянутой формы, линии скольжения практически не выявляются (рис. 6).

Высокая степень деформации, а также пауза до охлаждения приводят к развитию процессов динамической и последующей статической рекристаллизации. Наиболее благоприятными центрами образования рекристаллизации будут вершины и границы аустенитных зерен, а также полосы сброса и деформации. Количество центров рекристаллизации достаточно велико, поэтому размеры образующихся зерен относительно малы. Как только начинается столкновение растущих зерен, их дальнейший рост прекращается. Рекристаллизованные зерна после ГШ характеризуются повышенной плотностью дислокаций, микротвердость составляет $H_{0,1}$ = 300÷320 МПа. С увеличением степени деформации размеры рекристаллизованных зерен уменьшаются.

Скорость деформации. Существенное влияние на формирование структуры оказывает скорость деформации ($\dot{\varepsilon}$). Ее величину определяли по формуле [2]

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon_и}{d\tau} = \left[d\left(\ln\frac{H}{H_0}\right)/dH\right]\frac{dH}{d\tau} = \frac{V}{H},$$

где H_0 и H – соответственно начальная и текущая высота образца, $\varepsilon_и = \ln(H/H_0)$ – истинная деформация, V – скорость перемещения инструмента.

Горячую штамповку порошковой аустенитной стали проводили при $\dot{\varepsilon} = (10 \div 7{,}3) \cdot 10^2$ с$^{-1}$. Меньшая скорость деформации обеспечивает большее распространение полигонизации и тормозит рекристаллизацию аустенита. В ходе ГШ при режиме $\dot{\varepsilon} = 2{,}3 \cdot 10^2$ с$^{-1}$, $t_{ГШ}$ = 1200 °С, ε = 40 % и последующем охлаждении на воздухе первичная рекристаллизация практически полностью завершается (рис. 7).

Известно, что в аустенитной стали образование устойчивой субструктуры возможно только после небольшой деформации. Субструктура, возникающая в этом случае, тормозит развитие статической рекристаллизации [4]. Таким образом, можно предположить, что при уплотнении порошкового материала в закрытом штампе степень деформации, необходимая для начала динамической рекристаллизации, не достигается, что способствует формированию устойчивой полигонизованной структуры. Горячая штамповка порошковой аустенитной стали при $t_{ГШ}$ = 1100÷1200 °С и ε = 25÷30 % обеспечивает достаточно высокие эксплуатационные характеристики.

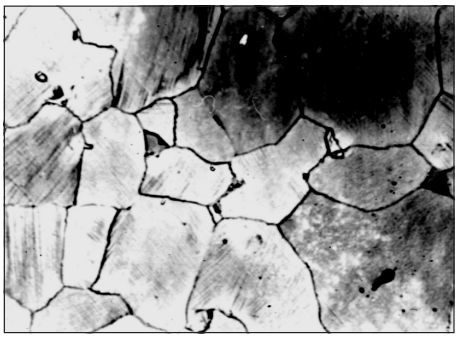

Рис. 7. Структура горячештампованной аустенитной стали ПК Г13 (×625)
$\dot{\varepsilon} = 2{,}3 \cdot 10^2$ с$^{-1}$, $t_{ГШ}$ = 1200 °С, ε = 40 %

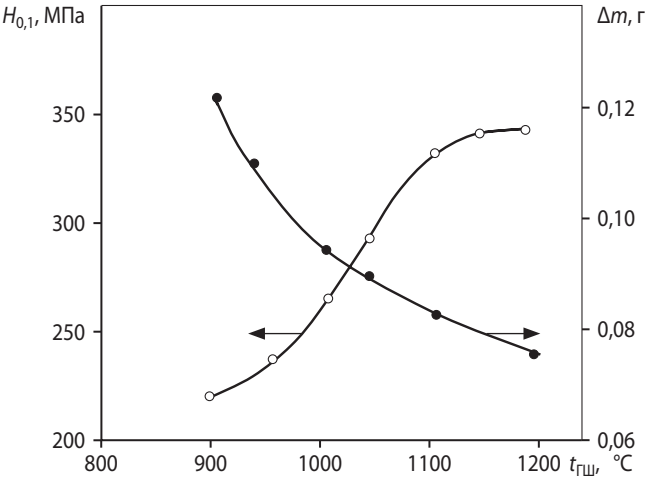

Рис. 8. Влияние температуры горячей штамповки на микротвердость и износ стали ПК Г13
ε = 20 %, $П_{исх}$ = 30 %

Температура деформации. В зависимости от температуры деформации заметно изменяются свойства порошковой стали. Нагрев образцов перед ГШ проводили в интервале температур 900–1200 °С в течение 5–20 мин в атмосфере осушенного водорода с температурой точки росы $t_{т.р}$ = –20 ÷ –30 °С. Влияние величины $t_{ГШ}$ на микротвердость и износ стали показано на рис. 8. Степень деформации составляла ε = 20 %. Износ каждого образца определяли по потере массы после 2 тыс. оборотов при частоте вращения ролика 300 об/мин и постоянной нагрузке 10 МПа. Наибольший уровень упрочнения стали достигался при $t_{ГШ}$ = 1100÷1200 °С, при этом величина износа была минимальна.

Структура горячедеформированного порошкового аустенита при разных температурах представлена на рис. 9, образцы подвергались равной степени деформации ε = 20 %.

Полученные результаты могут быть объяснены следующим образом. Деформация при 1100 и 1200 °С приводит к измельчению и фрагментированию исходных объемов зерен аустенита и позволяет придавать стали наиболее удовлетворительные свойства, что обусловлено предпочтительным развитием динамического возврата в ходе деформации и созданием устойчивой субструктуры (рис. 9, *а*, *б*). Температура $t_{ГШ}$ = 950 °С оказывает неблагоприятное влияние на структурообразование стали (рис. 9, *в*): на границах зерен не полностью растворяются карбидные включения, вблизи которых образуются мелкие рекристаллизованные объемы (5–10 мкм). Сталь, полученная при этой температуре, отличается пониженной износостойкостью. Карбидные включения способствуют охрупчиванию стали, появлению микротрещин в ходе износа и быстрому выкрашиванию. Повышение температуры деформации уменьшает склонность к рекристаллизации при условии обеспечения высокой скорости охлаждения, достаточной для предотвращения рекристаллизации после ГШ. Таким образом, в интервале $t_{ГШ}$ = 1100÷1200 °С создаются более выгодные условия протекания возврата и увеличивается доля полигонизованных объемов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Формирование структуры порошкового аустенита зависит от температурно-деформационного режима ГШ. Немедленное охлаждение после ГШ аустенитной порошковой стали ПК Г13 фиксирует неоднородную структуру аустенита, что обусловлено неоднородностью деформации зерен в связи с их различной ориентировкой относительно действующей схемы напряжений. Установлено, что увеличение степени деформации аустенитной стали приводит к ускорению процесса разупрочнения, а повышение температуры ГШ снижает склонность к рекристаллизации. Благоприятное

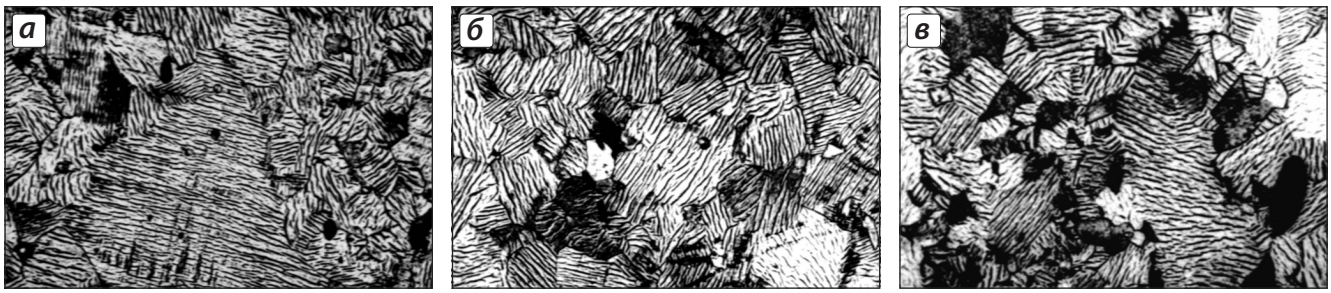

Рис. 9. Микроструктура стали ПК Г13 после горячей штамповки (×1000)
$t_{ГШ}$, °С: ***а*** – 1200; ***б*** – 1100; ***в*** – 950
ε = 20 %

развитие полигонизации наблюдается при меньших скоростях деформации.

В результате проведенных исследований оптимизированы технологические режимы получения горячештампованной стали ПК Г13. Наибольшие значения $\sigma_в$, δ, *КС* и износостойкости стали обеспечивают следующие технологические параметры ГШ: $t_{ГШ} = 1180 \div 1200$ °С, $\varepsilon = 25 \div 30$ %, $\dot{\varepsilon} = 10$ с$^{-1}$.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Дорофеев Ю. Г.* Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. М.: Металлургия, 1977.
2. *Горелик С. С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978.
3. *Хоникомб Р.* Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972.
4. *Бернштейн М. Л.* Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977.

УДК 66.011 + 621.926

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФУТЕРОВКИ ПОВЕРХНОСТЕЙ МЕЛЬНИЦЫ ПРИ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ

© 2013 г. **О. В. Лапшин, Н. Г. Касацкий, В. К. Смоляков**

Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра (ТНЦ) СО РАН

О. В. Лапшин – докт. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. отдела структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН (634021, г. Томск, пр. Академический, 10/3). Тел.: (3822) 49-22-94. E-mail: ovlap@mail.ru.
В. К. Смоляков – докт. физ.-мат. наук, зав. лабораторией этого отдела. E-mail: vsmol52@mail.ru.
Н. Г. Касацкий – ст. науч. сотр. этого отдела. Тел.: (3822) 49-22-94. E-mail: maks@fisman.tomsk.ru.

Построена математическая модель самофутеровки внутренней поверхности мельницы и мелющих тел в условиях механической обработки двухкомпонентной смеси. Определена динамика процесса. Найдены оптимальные режимы, позволяющие достигать заданной степени измельчения смеси при минимальных потерях вещества на самофутеровку. Основные выводы теоретического анализа подтверждены экспериментально.

Ключевые слова: измельчение, порошковая смесь, футеровка.

A mathematical model of self-lining of the internal surface of a mill and grinding bodies under the conditions of mechanical processing of two-component mixture has been constructed. The process dynamics is ascertained. The optimum modes allowing us to reach the prescribed degree of size reduction of the mixture are found with minimum losses of substance to self-lining. The main conclusions of the theoretical analysis are confirmed experimentally.

Key words: size reduction, powder mixture, lining.

ВВЕДЕНИЕ

Одна из проблем эффективного использования высокоэнергетического измельчительного оборудования связана с налипанием измельчаемого материала на внутреннюю поверхность барабана мельницы и мелющие тела. Этот процесс может привести к тому, что значительная часть измельченного материала будет находиться в образовавшихся на рабочих поверхностях слоях. Такая своеобразная самофутеровка снижает производительность измельчительного оборудования, создает дополнительные технологические трудности при извлечении вещества и очистке рабочих поверхностей. В то же время в некоторых случаях самофутеровка измельчаемым материалом рассматривается как положительное явление, уменьшающее намол вещества со стенок мельницы и мелющих тел и позволяющее избежать преждевременного износа рабочих поверхностей и загрязнения порошковой смеси.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И ПРИБЛИЖЕННЫЙ АНАЛИЗ

Рассматривается измельчение смеси веществ *A* и *B* в энергонапряженной мельнице. По мере механообработки (МО) происходит дробление компонентов смеси, а также футеровка ими рабочих поверхностей мельницы. Предполагается, что компоненты *A* и *B* не вступают в химическое взаимодействие, но могут образовывать агломераты *AB*.

Используя допущение о независимости измельчения компонентов смеси друг от друга [1], динами-