

**ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМКО-ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРУ
МАТЕРИАЛА, ТЕМПЕРАТУРУ И СКОРОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ**

Ушбу мақолада ассоси темир бўлган қотишмалар иссиқ ҳолатда деформацияланганда микроструктураларини ўзгариши ва майда донали микроструктураларни олиши услублари, армко-темирнинг механик хоссасига деформацияланиш тезлиги ва ҳароратини таъсири ўрганилган. Олинган натижалар материални пластиклиги фазовий ўзгаришини айна вақти микроструктура ўзгаришини билан боғлиқлиги маълум бўлди. Пластикликни камайиши $\alpha \rightarrow \gamma$ алмашиниш характерига боғлиқ.

В статье рассматриваются изменения микроструктуры при горячей деформации сплавов на основе железа и методика получения мелкозернистой микроструктуры, влияние температуры и скорости деформации на механические свойства армко-железа. Показано что, полученные результаты позволяют считать, что аномалии пластичности в момент фазового перехода связаны в основном с микроструктурными изменениями. Причиной падения пластичности является сдвиговый характер $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

The article considers changes in the microstructure in the hot deformation of iron-based alloys and the procedure for obtaining a fine-grained microstructure, the effect of temperature and strain rate on the mechanical properties of armco iron. It is shown that the obtained results allow us to assume that plasticity anomalies at the time of the phase transition are mainly associated with microstructural changes. The reason for the drop in ductility is the shearing character of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation.

Научно-технический прогресс в промышленности, машиностроении возможен за счет разработки и внедрения новых малооперационных ресурсосберегающих процессов. К таким процессам относится обработка в сверхпластическом состоянии, снижающая трудоемкость и уменьшающая потери металла при изготовлении деталей машин.

С точки зрения экономии металла и снижения трудоемкости большой интерес вызывает технология объемного деформирования с использованием эффекта сверхпластичности. Это свойство создает условия формообразования деталей, точных заготовок из труднодеформируемых сталей и сверхпластическомлавов объемной штамповкой [1].

К моменту постановки настоящей работы недостаточно было данных по подготовке мелкозернистой микроструктуры сталей, необходимой для сверхпластической деформации. В то же время мало данных по влиянию исходной микроструктуры на параметры сверхпластического течения и по влиянию исходной микроструктуры на параметры сверхпластического течения и по влиянию сверхпластическом деформации на комплекс механических свойств, надежно не установлено влияние полиморфного превращения на проявление сверхпластическом деформации [2].

Отсутствие этих данных ограничивало практическое использование обработки конструкционных сталей в сверхпластическом состоянии.

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию возможности перевода сплавов на основе железа в сверхпластическое состояние, анализу влияния фазовых превращений и структурных факторов на эффект сверхпластическом.

В работе решались следующие задачи:

- исследование микроструктурных изменений при горячей деформации сплавов на основе железа и методика получения мелкозернистой микроструктуры в них.
- влияние температуры и скорости деформации на механические свойства выбранных сплавов с крупнозернистой и мелкозернистой структурой.

В качестве материалов исследования были выбраны армко-железо сталь 35, 60, У8, У12 в виде горячекатаных прутков. Выбор этих сплавов обусловлен следующими причинами: во-первых, эти сплавы охватывают почти весь «стальной участок» системы «железо-углерод», во вторых, выбранные материалы промышленного производства имеют обычный состав, отличаются лишь по содержанию углерода, что позволяет выяснить влияние углерода на пластичность стали. Это дает возможность изучения влияния режимов горячей деформации на формирование ультра мелкозернистой структуры, установление оптимальных температурно-скоростных условий проявления эффекта сверхпластичности для всех сталей и разработать технологии штамповки изделий в условиях сверхпластического. Экспериментально показано влияние фазового превращения и количество цементита на пластичность.

Для решения поставленных задач применялись: dilatометрический, а также качественный и количественный металлографический анализы, метод высокотемпературный металлографии, механические испытания при отрицательной комнатной и при повышенных температурах.

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе Неофот-2 и МИМ-8, интерферометре МИИ-4 и структурном анализаторе. Механические испытания на растяжение в температурном интервале 400 - 950⁰С выполнялись на универсальном динамометре в широком диапазоне скоростей деформации - 10⁻⁵ - 10⁻¹ с⁻¹. Высокотемпературные растяжения проводились в интервале температур 850 - 950⁰С в условиях вакуума.

Осадку образцов в указанном температурно-скоростном диапазоне проводили на испытательной машине 1231У-10, а также на прессе РН-100А в изотермических условиях.

Для ударных испытаний использовали копер при максимальной энергии удара 150 Дж. Образцы размерами 10x10x55 мм с U-образным надрезом глубиной 2 мм и радиусом кривизны у вершины надреза 1 мм испытывались при температурах от комнатной до -100⁰С. В качестве хладагента использовалась смесь этилового спирта-ректификата и жидкого азота [3].

Температуру фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в армко-железе приведенного состава определяли дифференциальным dilatометрическим анализом при нагреве со скоростью 4⁰С/мин. Температуру с точностью $\pm 3^0$ С контролировали хромель-алюминиевой термопарой, в качестве эталона использовался пирокс, при этом установлено, что полиморфное превращение протекает в интервале температур 900 - 920⁰С.

Несмотря на широкое применение железа, его механические свойства в широком интервале температур и скоростей, а также степень деформации в зависимости от исходной структуры систематически не исследовались.

Как видно из литературного обзора [4,5], проблемам пластичности $\alpha \rightarrow Fe$ посвящено много работ, однако однозначного ответа при их деформации на вопросы наличия сверхпластичности или ее признака в техническом чистом железе, нет. Нет также и объяснений противоречивых, а порой взаимоисключающих данных о характере изменения пластичности технически чистого железа в области $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения [6].

На основании вышеуказанного работе исследованы механические свойства армко-железа в двух структурных состояниях: как при отожженном так и при холоднодеформированном. Это достигнуто осадкой при комнатной температуре со степенью деформации 50%.

Изучение скоростные зависимости напряжения течения σ , относительного удлинения δ , коэффициента скоростной чувствительности m , для наклепанного α - железа.

Установлено, что при температуре 700°C величина δ наклепанного материала в значительной мере зависит от скорости деформации $\dot{\epsilon}$. Так при $\dot{\epsilon} = 6.6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-2}$ относительное удлинение равно 100%, при этом коэффициент скоростной чувствительности приближается к 0.3, снижение или увеличение $\dot{\epsilon}$ снижает пластичность. Исследование влияния скорости деформации при оптимальной температуре 700°C на формирование ультрамелкозернистой структуры показало следующее. Чем меньше скорость деформации в исследованном интервале $10^{-1} - 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, тем больше размер зерна и это приводит к потере пластичности. Деформация при скоростях более $1.3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ сопровождается формированием неоднородной микроструктуры, связанным с неполным прохождением рекристаллизации.

Результаты исследования показали, что в обоих состояниях с ростом температуры пластичность растет, но вблизи температурной области $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения она резко падает, затем в γ - области она вновь несколько возрастает.

Сложный характер изменения δ и σ в железе наблюдается при температурах фазового превращения. Наибольший интерес представляет выяснение причины резкого падения пластичности вблизи температур фазового превращения.

Природа провала пластичности изучалась в процессе растяжения плоских образцов с полированной поверхностью условиях вакуума. Полированные образцы подвергали растяжению со скоростью $\dot{\epsilon} = 1.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на $\epsilon = 10\%$ при температурах $870, 910, 940^{\circ}\text{C}$, что дало возможность установить принципиальные различия в механизме деформации в разных температурных интервалах. Деформационный рельеф, следовательно, механизмы деформации армко-железа, заметно отличаются при этих температурах деформации. При температуре 870°C внутризеренное с скольжение является главным механизмом деформации. Вклад внутризеренное с скольжение составляет 50%. Вместе с тем, при этой температуре имеет место зернограничное проскальзывание, благодаря чему выявляется микроструктура. Высота межзеренных сдвигов составляет $h_{cp} - 2 \text{ мкм}$. Другой характерной эффект, выявленный при $t_1 = 870^{\circ}\text{C}$ - развитие фрагментации зерен.

При температуре 910°C начало полиморфного превращения характеризуется появлением на поверхности образцов рельефа от образующегося аустенита, дальнейшее повышение температуры деформации выше 940°C приводит к интенсивному росту зерен γ - фазы, вследствие чего при охлаждении формируется крупнозернистая микроструктура феррита.

В образцах деформированных при 910°C , линии скольжения внутри зерен отсутствует. Деформационный рельеф показывает, что в этих условиях резко увеличивается проскальзывание, как на продольных, так и на поперечных границах. Основным механизмом деформации является зернограничное проскальзывание. Высота межзеренных сдвигов увеличивается в 4 раза и достигает 8 мкм . В пределах отдельных зерен наблюдается характерный рельеф в виде полосы пластин, напоминающие двойниковые прослойки, связанные видимо, со сдвигом характером $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

Исследование микроструктуры деформированных образцов при различных температурах показало, что она существенно зависит от температуры деформации. Так при температурах ниже $A_{c1} - 30^{\circ}\text{C}$ для стали 35, деформация сопровождается образованием металлографической текстуры и значительной неоднородностью структуры по сечению заготовок.

В интервале температур $A_{c1} + A_{c3}$ в стали 35 наблюдается интенсивное развитие динамической рекристаллизации как в ферритной, так и аустенитной составляющих микроструктуры, в результате в стали формируется ультрамелкозернистая микроструктура.

Установлено, что для достижения наибольшего измельчения зерен пластическую деформацию необходимо проводить со степенью не менее 50%. Дальнейшее увеличение степени деформации ведет к незначительному измельчению структурных составляющих.

Зависимость относительного удлинения от температуры в стали 35 с ультра мелкозернистой структурой характеризуется максимум в интервале температур 720-780⁰С. С повышением температуры испытания пластичность в стали 35 изменяется немонотонно. Это связано с увеличением в микроструктуре доли жесткой аустенитно составляющей и укрупнением микроструктуры.

Выявление микроструктуры методом окисления металлографического шлифа позволило установить, что образование γ - фазы имеет сдвиговой характер и она образуется на границах зерен, исходной α - фазы.

Таким образом, деформация локализуется в приграничных областях, что приводит к зарождению и росту трещин на стыках зерен и охрупчиванию железа в момент полиморфного превращения.

Следует учитывать гипотезу о непосредственном влиянии фазового превращения на пластичность, не получавшая экспериментального подтверждения в случае α - Fe, более того, развитие фазового превращения приводит к резкому снижению пластичности.

Пластичность сталей с ферритно-перлитной структурой может быть заметно увеличена в диапазоне температур 650 - 720⁰С за счет измельчения микроструктуры.

Возможно повышение пластичности и в $\alpha + \gamma$ области при получении микроструктуры типа микродуплекс.

Литературы

1. Plyushin A.A. Sheet Metal Forming Processes and Die Design Industrial Press Inc. // U.S.; 2nd Revised edition New York, United States, 2014 (English)
2. Целиков А.И. Основы теории прокатки. - М.: Металлургия, 2005. - 247 с.
3. Гунн Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением. - М.: «Металлургия» 2009. - 456 с.
4. Целиков А.И. Теории прокатки. - М.: Металлургия, 2000. - 334 с.
5. Гунн Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением. - М.: «Металлургия» 2015.- 456 с.
6. Drastik F., Elfmark J. al. – Plastometry a zkouseni tvari telnosti. Praha, SNTL 2011.

**АРМКО-ТЕМИРНИНГ МЕХАНИК ХОССАСИГА ДЕФОРМАЦИЯЛАШ ТЕЗЛИГИ,
ҲАРОРАТИ ВА МЕТАЛЛ СТРУКТУРАСИНИНГ ТАЪСИРИ**

Неъматов Ғ.Ислом Каримов номидаги Тошкент давлат техника университети магистранти
Бердиев Д.М., т.ф.н., доцент

**ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМКО-ЖЕЛЕЗУ НА СТРУКТУРУ
МАТЕРИАЛА, ТЕМПЕРАТУРУ И СКОРОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ**

Неъматов Ғ., Магистрант Ташкентского государственного технического университета имени
Ислама Каримова
Бердиев Д.М., к.т.н., доцент

**EFFECT OF MECHANICAL PROPERTIES OF ARMCO-IRON TO THE STRUCTURE
OF MATERIAL, TEMPERATURE AND SPEED OF DEFORMATION**

G.Nematov. Master student of Tashkent State Technical University named after Islam Karimov
Berdiyev D.M. Scientific adviser is candidate of technical sciences, associate professor