

EFFECT OF HYDROGEN ON DELAYED FAILURE OF HCP ϵ - STEELS BASED ON Fe-Mn SOLID SOLUTION

Efros B.M., Berezovskaya V.V.⁽¹⁾, Gladkovskii S.V.⁽¹⁾, Loladze L.V.

Donetsk Physics and Engineering Institute, NAS of Ukraine,

R.Luxemburg st. 72, Donetsk, 83114 Ukraine,

⁽¹⁾Ural State Technical University, Mira St. 19, Ekaterinburg, 620002 Russia

Introduction

Among the negative reactions to environmental effects is the degradation of the ultimate strength of materials during the delayed failure (DF) tests. Resistance to DF depends very much on the phase and structural factors, one being the metastability of materials with respect to deformation, external pressure and temperature [1]. In this article, a high-manganese metastable alloy 05G20 with the 55% content of HCP ϵ -phase was investigated. The specimens were hardened and then pre-treatment bay room temperature hydroextrusion (HE) method to a degree $\epsilon \approx 40\%$. The DF tests were carried out at constant load (according to the scheme of pure bending) at stress $\sigma < \sigma_k$ in distilled water.

Results and discussion

It is shown that deformation by HE strengthens the 05G20 alloy considerably, yield strength ($\sigma_{0.2}$) are increasing. However, the plasticity characteristics (δ, ψ) become somewhat lower (Fig.1). The growth of ψ values at $\epsilon \approx 40\%$ can be related to the phenomenon of healing the microdefects during at HE [2].

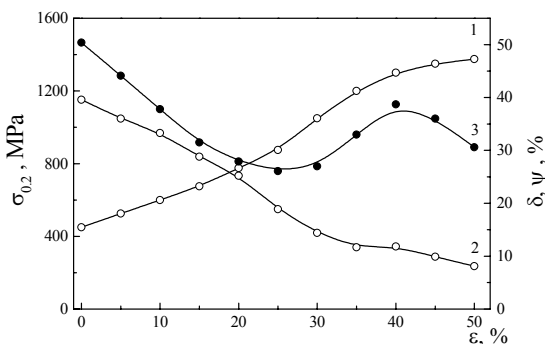


Fig.1. Effect of HE on of yield strength $\sigma_{0.2}$ (1), δ (2) and ψ (3) of 05G20 alloy

Fig.2 illustrates the dependences of crack-propagation specific work (KCT), of chart-term strength (σ_k), which characterizes the bending strength of alloy, and the threshold stress σ_{II} , i.e. the minimal stress for failure to occur on deformation degree ϵ at HE. Past a $\epsilon \approx 20-30\%$ bay HE, there is an increase in KCT and a decrease in

σ_k , which may be due to stress relaxation in the process of preliminary deformation or testing.

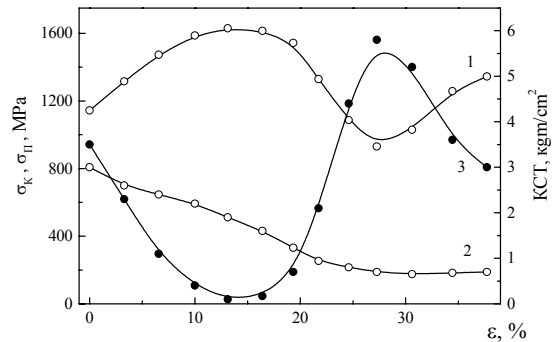


Fig.2. Effect of HE on parameters of σ_k (1), σ_{II} (2) and KCT (3) of 05G20 alloy

High enough speed of the test on KCT and σ_k evaluation differs them from the DF test, and this difference should influence the kinetics of martensite transformations (MT) and, finally, the fracture. That's why; there is no correlation between KCT and σ_k and σ_{II} dependences. The results of testing have shown that the HE at ϵ to 30% makes the tendency to DF higher, which is evidenced by a decrease in σ_{II} . At $\epsilon > 30\%$, there was an improvement in σ_{II} , characteristics and, as a result, the tendency to DF has become lower. The lack of non-monotonic in σ_{II} change in the range of $\epsilon \approx 20-30\%$ can, in contrast to KCT and σ_{II} change, be due to the difference in kinetics of MT. Besides, the high-speed tests for KCT and σ_k evaluation prevent the corrosive medium effect developing to a considerable extent. In the case of DF test, this factor can be essential, as it affects the process of crack nucleation. It is seen that the investigated alloy 05G20 is most susceptible to corrosion at $\epsilon \approx 30\%$ bay HE (Fig.3).

The fractographic analysis has shown that the character of fracture considerably depends on the degree of preliminary HE and on the type of testing. Thus, in specimen pre-deformed to a $\epsilon \approx 30\%$ there was a dimple-type fracture after the impact tests. The DF tests of similar specimen have resulted in high embrittlement of the studied alloy: the σ_{II} level has decreased and the character of fracture has changed.

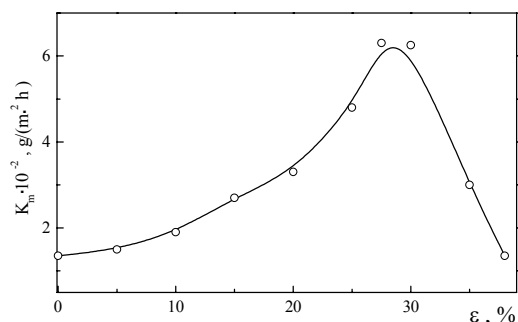


Fig.3. Effect of HE on corrosion rate K_m of 05G20 alloy

Investigations of phase composition in the zone of deformed specimen fracture done before and after the test show that kinetics of $\gamma, \epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT is defined by not only the degree ϵ of preliminary HE, but by the type of testing and the rate of fracture. The comparative analysis of fracture in specimens having cracks and subjected to conventional static concentrated-bending and DF test has shown that in the formed case quantity of α' -phase in the zone of rupture for the initial (undeformed) state does not exceed 40%, while in the latter case it reaches almost 90%. It could also be noted that when the subcritical grain growth is slow, the intensity of MT by HE is lower than in the case of quick supercritical crack propagation.

It is also shown that with the increase of ϵ , the content of α' -phase is non monotonously growing both in the initial state and after DF in the zone of fracture. Non monotonously of the kinetics of α' -phase formation is due to stabilization of $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT. With allowance for the scheme of loading the specimens, under HE, where the compressive-stress component is predominant, stabilization of the $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT accompanied by the increase in volume, seems natural. The intensity of ϵ - and α' -martensite formation is shown to depend on method and rate of alloy deformation. Thus, in the case of DF, the $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT become stabilized at preliminary $\epsilon \approx 20\%$ and retains to degree of deformation $\epsilon \approx 30\%$, whereas in the case of HE, stabilization is observed after $\epsilon \approx 30\%$. Stabilization

of $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT may be connected with the formation of deformation twins in hcp ϵ -martensite along the $\{1012\}_\epsilon$ - planes [2].

The obtained results show that the necessary, but not the only factor of the DF of hcp ϵ -FeMn alloys is hydrogen the source of which is a corrosive medium. The accumulation of hydrogen increases the level of residual internal stresses of the alloy, which, in time, attain the values enough for crack nucleation. The processed conditioned by phase transformations are the source of internal stresses. Stabilization of alloys with respect to deformational and thermal effect at HE can essentially decrease the level of residual internal stresses in the hcp ϵ -FeMn alloy. This is evidenced by the increase in resistance to DF.

Conclusion

The obtained results shown that the hcp ϵ -FeMn alloy of the 05G20 type deformed by HE undergoes brittle DF along the boundaries of initial austenitic grains. A decreased resistance of alloy extrudates to DF is due to a high-intensive $\gamma \rightarrow \epsilon$ -MT with a certain stabilization of $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -MT, especially in the zone of rupture. This results in the lowering of relaxation stability of the alloy. The optimal regime of hardening by HE is deformation to a $\epsilon \approx 30\text{-}40\%$, which provides the improvement of mechanical properties in complex and the increase in the resistance to DF. It is shown that the induced to a considerable degree by hydrogen degradation of the structural strength of hcp ϵ -FeMn alloys is a complex problem for material science, chemistry and mechanics of metallic materials.

References

1. Sarrak VI, Suvorova SO, Artemova EN. Phenomenon of delayed failure in chromium-manganese steel with metastable austenite. Dokl. Acad. Nauk SSSR 1986; 290:1371-1374.
2. Gladkovsky SV, Efros BM. Hardening the metastable high-manganese steels. FTVD 1980;12: 87-92.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ ГПУ ϵ -СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ Fe-Mn ТВЕРДОГО РАСТВОРА

Эфрос Б.М., Березовская В.В.⁽¹⁾, Гладковский С.В.⁽¹⁾, Доладзе Л.В.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
ул. Р.Люксембург 72, Донецк, 83114 Украина

⁽¹⁾Уральский государственный технический университет,
ул. Мира 19, Екатеринбург, 620002 Россия

Введение

Одним из негативных проявлений влияния внешней среды является деградация временной прочности материалов при испытании на замедленное разрушение (ЗР). Сопротивление ЗР существенным образом зависит от структурно-фазовых факторов, одним из которых является метастабильность материалов по отношению к деформации, внешнему давлению и температуре [1]. В работе исследовали метастабильный высокомарганцевый сплав 05Г20 с содержанием 55% ГПУ ϵ -фазы. Образцы после закалки подвергали предварительной гидроэкструзии (ГЭ) до $\epsilon \approx 40\%$ при комнатной температуре. Испытания на ЗР проводили при постоянной нагрузке (по схеме чистого изгиба) при напряжениях $\sigma < \sigma_K$ в дистиллированной воде.

Результаты и обсуждение

ГЭ существенно упрочняет сплав 05Г20, наблюдается повышение предела текучести ($\sigma_{0.2}$). При этом характеристики пластичности (δ, ψ) несколько снижаются (рис.1). Рост значений ψ при $\epsilon \approx 40\%$ можно связать с явлением залечивания микродефектов при ГЭ [2].

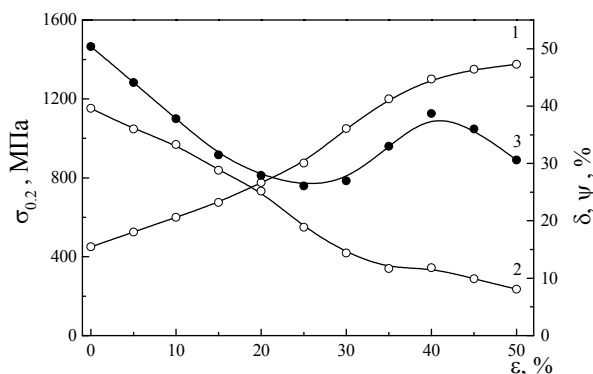


Рис. 1. Влияние ГЭ на $\sigma_{0.2}$ (1), δ (2) и ψ (3) сплава 05Г20

На рис.2 приведены зависимости удельной работы распространения трещины (КСТ), кратковременной прочности (σ_K), характеризующей прочность сплава на изгиб, и

порогового напряжения (σ_P), минимального напряжения, при котором происходит разрушение, от степени деформации ϵ при ГЭ.

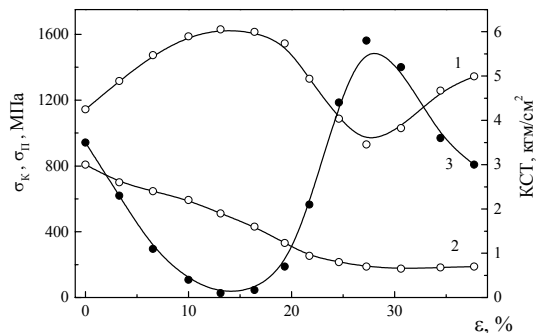


Рис. 2. Влияние ГЭ на параметры σ_K (1), σ_P (2) и КСТ (3) сплава 05Г20

После ГЭ на $\epsilon \approx 20-30\%$ наблюдается повышение КСТ и снижение σ_K , что обусловлено релаксацией напряжений в процессе предварительной деформации или испытаний. Достаточно высокая скорость испытаний при определении КСТ и σ_K отличает их от испытаний на ЗР и, следовательно, должно влиять на кинетику мартенситных превращений (МП) и, в конечном счете, на разрушение. Вследствие этого отсутствует корреляция зависимостей КСТ, σ_K и σ_P . Результаты испытаний показали, что ГЭ со ϵ до 30% усиливает склонность к ЗР, что выражается в снижении σ_P . При $\epsilon > 30\%$ наблюдалось некоторое повышение σ_P , свидетельствующее о снижении склонности к ЗР. Отсутствие немонотонности изменения σ_P на участке $\epsilon \approx 20-30\%$ в отличие от изменения КСТ и σ_K обусловлено различной кинетикой МП. Кроме того, высокоскоростные испытания при определении значений КСТ и σ_K не позволяют в значительной степени проявиться влиянию коррозионной среды. В случае испытаний на ЗР этот фактор может играть существенную роль, оказывая влияние на процесс зарождение трещин. Видно, что сплав 05Г20 наиболее подвержен коррозии после ГЭ на $\epsilon \approx 30\%$ (рис.3).

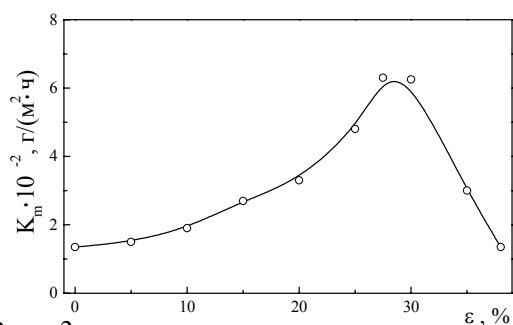


Рис. 3. Влияние ГЭ на скорость коррозии K_m сплава 05Г20.

Фрактографические исследования показали, что характер разрушения существенно зависит от степени ГЭ, а также от вида испытаний. В образцах ($\varepsilon \approx 30\%$) после ударных испытаний наблюдался ямочный излом. Испытания таких же образцов на ЗР привели к существенному охрупчиванию: снизился уровень $\sigma_{\text{п}}$ и изменился характер разрушения.

Исследование фазового состава в изломе деформированных образцов до и после испытаний показало, что кинетика $\gamma, \varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП в значительной степени определяется не только ε при ГЭ, но и видом испытаний, а также скоростью разрушения. Сравнительный анализ изломов образцов с трещинами, подвергнутых обычным статическим испытаниям на сосредоточенный изгиб и на ЗР, показал, что количество α' -фазы в зоне долома для исходного (недеформированного) состояния в первом случае не превышает 40%, а во втором достигает почти 90%. Следует также отметить, что при медленном субкритическом росте трещины интенсивность МП при ГЭ ниже, чем при быстром закритическом распространении трещины.

С увеличением ε немонотонно растет содержание α' -фазы как в исходном состоянии, так и после ЗР в изломе образцов. Немонотонность кинетики образования α' -фазы связана со стабилизацией $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП. Учитывая схему нагружения при ГЭ, где преобладает компонента сжимающих напряжений, стабилизация $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП, сопровождающегося увеличением объема, представляется закономерной. Показано, что интенсивность образования ε - и α' -мартенсита зависит от способа и скорости деформации. Так, при ЗР стабилизация $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП наступает при предварительной $\varepsilon \approx 20\%$ и сохраняется до степени деформации $\varepsilon \approx 30\%$, в то время как при ГЭ стабилизация наблюдается лишь после

$\varepsilon \approx 30\%$. Стабилизация $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП может быть связана с образованием деформационных двойников в ГПУ ε -мартенсите по плоскостям $\{1012\}_{\varepsilon}$ [2].

Полученные результаты свидетельствуют, что необходимым, но не единственным фактором ЗР ГПУ ε -FeMn сплавов является водород, источником которого служит коррозионная среда. Скопления водорода повышают уровень внутренних напряжений сплава, со временем достигающих значений, достаточных для образования зародышей трещин. Источником внутренних напряжений являются процессы, обусловленные МП. Стабилизация сплавов по отношению к деформационному и термическому воздействию при ГЭ может существенно снижать уровень остаточных внутренних напряжений в ГПУ ε -FeMn сплаве, что выражается в повышении сопротивления ЗР.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют, что ГПУ ε -FeMn сплавов типа 05Г20, деформированный ГЭ, подвержен ЗР, протекающему преимущественно хрупко по границам исходных аустенитных зерен. Пониженное сопротивление экструдатов к ЗР обусловлено высокой интенсивностью $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -МП при некоторой стабилизации, особенно в зоне долома, $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -МП, что приводит к снижению релаксационной стабильности сплава. Оптимальным режимом упрочнения методом ГЭ является деформация со $\varepsilon \approx 30-40\%$, обеспечивающая повышение комплекса механических свойств, а также сопротивления ЗР. Показано, что, обусловленная в значительной мере водородом, деградация конструктивной прочности ГПУ ε -FeMn сплавов является комплексной проблемой материаловедения, химии и механики металлических материалов.

Литература

1. Саррак ВИ, Суворова СО, Артемова ЕН. Явление замедленного разрушения в хромомарганцевой стали с метастабильным аустенитом. ДАН СССР 1986;290:1371-1374.
2. Гладковский СВ, Эфрос БМ. Упрочнение ГЭ метастабильных высокомарганцевых сталей. ФТВД 1980;12:87-92.