

ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНЫХ ОПЕРАЦИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ СТАЛЕЙ

А.П. Фалалеев

Севастопольский национальный технический университет
99053, Украина, г. Севастополь, ул. Университетская, 33
E-mail: a_falaleev@mail.ru

Исследован механизм разупрочнения двухфазных сталей во время сварочных операций. Экспериментально определены механические характеристики сварных соединений деталей из двухфазных сталей.

Ключевые слова: *двухфазная сталь, дуговая сварка, термическое разупрочнение.*

Двухфазные стали являются одним из наиболее перспективных материалов для производителей кузовов легковых автомобилей. За счет неполного отпуска из зоны критических температур в стали формируется ферритная структура с мартенситными включениями. Такая композиция демонстрирует уникальные свойства с низким пределом пластичности, высокой степенью упрочнения при деформации и высокой прочностью. Это позволяет изготавливать особо высокопрочные кузовные детали методом холодной штамповки. Технологическим недостатком двухфазных сталей можно считать наличие термообработки, которая является причиной чувствительности сталей к нагревам различного рода. Необходимость использования при производстве и ремонте сварочных операций приводит к падению прочности. При массовом производстве существует возможность применения лазерной и контактной сварки, которые значительно уменьшают зону нагрева, однако во время выполнения кузовного ремонта используется дуговая сварка, влияние которой может значительно изменить первоначальные характеристики деталей.

Исследованию механизмов изменения прочности двухфазных сталей посвящены работы [1, 2], но остается недостаточно исследованным вопрос механизмов разупрочнения, что не позволяет обобщить существующие результаты единым подходом. В работе [3] исследуется механизм изменения прочности в процессе горячей штамповки деталей. Неисследованным остается вопрос изменения свойств двухфазных сталей при выполнении дуговой сварки.

Методика экспериментальных исследований. Для проведения экспериментальных исследований использовали двухфазные стали DP590, DP980 производства корпорации TATA-STEEL. Числа в обозначении сталей определяют предел прочности стали в МПа.

Механические свойства исследуемых сталей в состоянии поставки указаны в таблице.

Химический состав исследуемых сталей:

- DP980 – 0,135 C; 2,1 Mn; 0,35 Mo; 0,05 Si; 0,15 Cr; 0,45 Al; 0,007 B;
- DP590 – 0,326 C; 1,7 Mn; 0,123 Si; 0,0162 P; 0,0009 S.

Прямоугольные пластины 300×100 мм толщиной 1,0 мм сваривались по длинной стороне. Из сваренной заготовки вырезались образцы для испытания на растяжение в соответствии со стандартом ASTM-E08 таким образом, чтобы сварочный шов ока-

заялся посередине образца. Образцы сваривались дуговой сваркой в среде защитного газа с автоматической подачей сварочной проволоки. Использовалась сварочная проволока ER90S-D2 диаметром 0,9 мм, прочностью 620 МПа. Сварка велась в среде аргона (90 %) и углекислого газа (10 %) при скорости расхода 30 л/мин.

Механические свойства исследуемых автомобильных сталей

Материал	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Макс. удлинение, %
DP980	534	980	12,2
DP560	340	560	16,2

Образцы растягивали при комнатной температуре на универсальной разрывной машине MTS 810 [4] со скоростью деформации $0,001 \text{ с}^{-1}$, удлинение фиксировалось лазерным экстензометром LE-05. По диаграмме определялись предел текучести, предел прочности, максимальное удлинение до разрушения, скорость упрочнения. Предел текучести определялся при деформации 0,2 %.

Распределение микротвердости металла исследовалось микротвердомером Инстрон-Волперт (Instron-Wolpert) по Виккерсу под нагрузкой 300 Н продолжительностью 15 с с шагом 0,5 мм. Все значения микротвердости представляют собой среднее значение по результатам трех идентичных измерений. Мониторинг температуры проводился с помощью бесконтактного инфракрасного пирометра.

Исследование механизма разупрочнения. Для анализа механизма разупрочнения сравнивались диаграммы растяжения сварного образца и цельного образца в состоянии поставки. Сварное соединение DP590 продемонстрировало незначительное уменьшение прочности (рис. 1) по сравнению с базовым и значительное уменьшение максимального удлинения. Перед наступлением упрочнения образец демонстрировал площадку текучести.

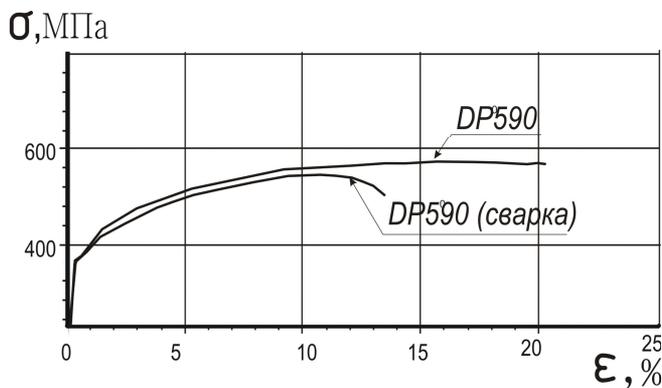


Рис. 1. Диаграммы растяжения сварных и однородных образцов из стали DP590

Образцы из стали DP980 демонстрировали плавное пластическое течение металла с упрочнением (рис. 2). Все образцы разрушались в области термической деградации (рис. 3). Основная пластическая деформация накапливалась в этой зоне до окончательного разрушения.

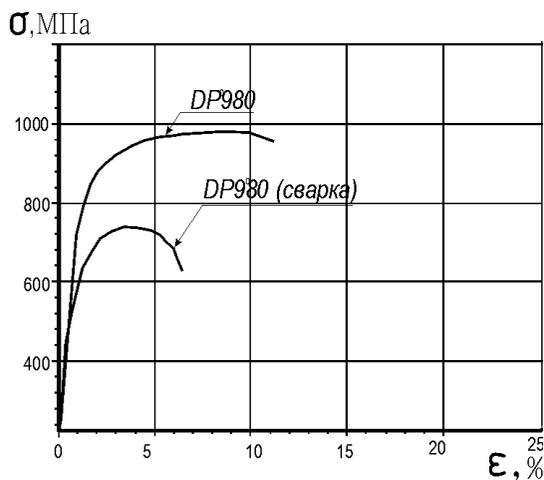


Рис. 2. Диаграммы растяжения сварного и однородного образцов из двухфазной стали DP980

Разрушение образцов происходило в зоне нагрева рядом со сварочным швом (рис. 3). Предел прочности сварных соединений DP590 был несколько ниже значения цельных образцов, в то время как сварные соединения DP980 демонстрировали значительное уменьшение предела прочности (рис. 2). Поскольку степень разупрочнения сварных соединений DP590 была не столь значительна, то уменьшения предела прочности практически не ощущалось.



Рис. 3. Пример разрушения сварного образца DP980 при растяжении

Наличие площадки текучести у стали DP590, возможно, объясняется промежуточной диффузией, которая может происходить в процессе сварки. Высокая температура, создаваемая электрической дугой, является достаточной для принуждения атомов углерода или азота в железе перемещаться на более высокий энергетический уровень, на дополнительную атомную плоскость на позитивной границе дислокаций [5]. Для наступления пластичности в таких материалах требуется некоторое начальное нагружение, после которого дислокации освобождаются и могут двигаться свободно.

Сварочные соединения DP590 и DP980 в процессе растяжения демонстрировали несколько более высокие пределы пластичности, чем базовый материал. Анализ механизмов упрочнения, включающихся в стали при деформации, удобно выполнять с помощью зависимости скорости упрочнения $\theta \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)$ от напряжения течения материала $(\sigma - \sigma_T)$ (рис. 4, 5). Эти графики строятся на основе анализа диаграмм растяжения металла.

Традиционно двухфазные стали могут демонстрировать три различных стадии деформирования металла [5].

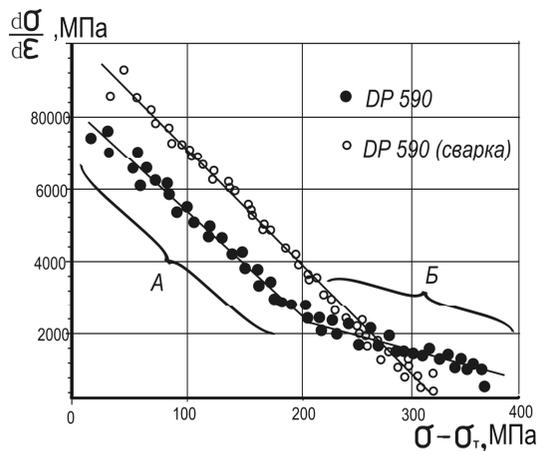


Рис. 4. Скорость упрочнения сварных и однородных образцов из стали DP590

На первой стадии деформируется феррит, затем происходит совместная деформация феррита и мартенсита, и на заключительной стадии возможна деформация мартенсита. Изначально базовый металл и сварное соединение DP590 (рис. 4) демонстрировали схожее упрочнение, связанное, видимо, с деформацией феррита и представляющее первую стадию упрочнения (отрезок А), т. е. плавное линейное уменьшение θ по мере увеличения $(\sigma - \sigma_T)$. После достижения $(\sigma - \sigma_T)$ значения 200 МПа базовый металл продемонстрировал вторую стадию упрочнения (отрезок Б) несмотря на малые изменения θ . При растяжении сварного соединения DP590 другие стадии упрочнения обнаружены не были.

Базовая сталь DP980 продемонстрировала три этапа упрочнения, что свидетельствует о последовательном включении в работу механизмов деформации (рис. 5).

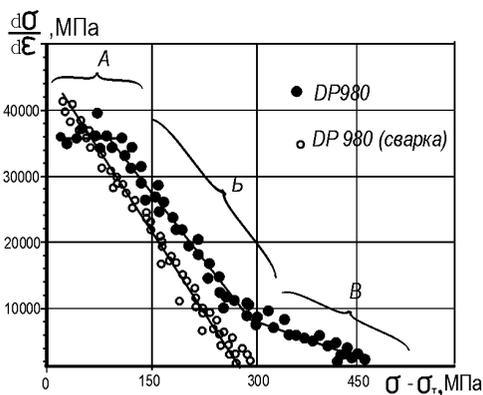


Рис. 5. Скорость упрочнения сварных и однородных образцов из стали DP980

Базовый металл DP980 проявил первую стадию упрочнения (отрезок А, см. рис. 5), сохраняя θ постоянной до значения $(\sigma - \sigma_T) = 120$ МПа. Затем – линейное уменьшение с ростом напряжений (отрезок Б) до наступления третьей стадии упрочнения (отрезок В) при напряжениях $(\sigma - \sigma_T) = 260$ МПа. В сварном соединении DP980, как и у DP590, проявилась только одна стадия упрочнения.

Постоянное значение скорости упрочнения на всем этапе деформирования похоже на деформацию ферритной матрицы. Зерна мартенсита в зоне сварки, видимо, потеряли свою прочность из-за термического воздействия, поэтому второй этап объединен с первым и наблюдается один механизм деформации. Причем совместное деформирование двух фаз проходило на протяжении всего процесса растяжения. При нагреве до температур выше критической точки AC_1 диаграммы «железо – углерод» происходит отпуск мартенсита, что значительно снижает его прочность. Для сварки характерны неизотермические нагревы и охлаждения, что является причиной неравновесных фазовых переходов и последующего старения. Для таких операций характерен разброс значений при испытаниях, который определяется степенью изменений микроструктуры. Отпуск мартенсита подтверждается потерей микротвердости стали в зоне термической деградаци (зона 3, рис. 6). В зоне сварочного шва (зона 1, см. рис. 6) наблюдалось значительное увеличение твердости, которое свидетельствует о полной закалке данного участка в результате нагрева выше температуры плавления.

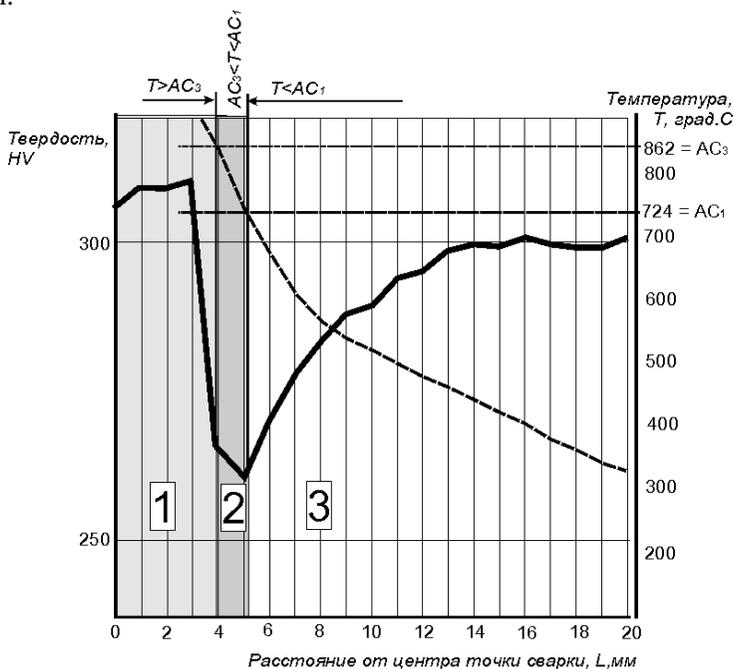


Рис. 6. Профиль микротвердости сварного соединения двухфазной стали DP980

Линейное увеличение скорости упрочнения на стадии Б (см. рис. 5) происходит из-за одновременной деформации феррита и мартенсита с одновременным скольжением дислокаций и динамическим восстановлением феррита. На стадии В наблюдается возросшая мобильность дислокаций за счет активного поперечного скольжения, что приводит к снижению скорости упрочнения.

Выводы. В целом двухфазные стали продемонстрировали значительное падение механических свойств при выполнении сварки. Пренебрегать таким снижением прочности во время ремонтных операций нельзя, особенно при ремонте деталей, отвечающих за пассивную безопасность кузова. Более прочные стали, у которых содержание мартенситной фазы выше, продемонстрировали большее относительное снижение прочности, чем менее прочные стали. Такое поведение объясняется тем,

что механизм разупрочнения связан с отпуском мартенсита во время нагрева до температур, близких к точке AC_1 .

С точки зрения обеспечения механических свойств двухфазных сталей их свариваемость можно охарактеризовать как неудовлетворительную, особенно это относится к высокопрочным сталям с высоким содержанием мартенсита. При планировании сварочных операций необходимо учитывать разупрочнение и выбирать технологию соединения с меньшими температурами нагрева и меньшей длительностью термического воздействия. Бесконтрольные нагревы могут привести к значительному падению прочностных характеристик. Актуальным остается вопрос влияния на разупрочнение различных способов соединения деталей и их режимов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Xia M.S. Failure Study on Laser Welds of Dual Phase Steel in Formability Testing / Xia M.S., M.L. Kuntz, Z.L. Tian, and Y. Zhou // Science and Technology of Welding & Joining, 13. – 2008. – p. 378-387.
2. Miles M.P. Comparison of Formability of Friction Stir Welded and Laser Welded Dual Phase 590 Steel Sheets / Miles M.P., J. Pew, T.W. Nelson, M. Li // Science and Technology of Welding & Joining, 11. – 2006. – p. 384-388.
3. Kang C.-Y. Characteristics of Nd: YAG Laser Welded 600 MPa Grade TRIP and DP Steels / Kang C.-Y., T.-K. Han, B.-K. Lee, and J.-K. Kim // Material Science Forum, 2007, 539-543, p 3967-3972.
4. Фалалеев А.П. Обеспечение пассивной безопасности автомобилей при кузовном ремонте: Монография. – Севастополь: Изд-во СевНТУ, 2012. – 153 с.
5. Byun T.S. Tensile Properties and Inhomogeneous Deformation of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels / Byun T.S., I.S. Kim // Journal of Materials Science & Technology, 28. – 1993. – p. 2923-2932.

Статья поступила в редакцию 4 октября 2012 г.

WELDING INFLUENCE TO THE MECHANICAL PROPERTIES OF DUALPHASE STEELS

A.P. Falaleev

Sevastopol National Technical University
33, Universitetskaya st., Sevastopol, Ukraine, 99053

The mechanism of dualphase steels unstrengthening during welding operations is investigated. Mechanical properties of dualphase steel welding joints is determined experimentally.

Keywords: *dualphase steel, arc welding, thermal unstrengthening.*