



ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА

М.В. Надежкин*, С.А. Баранникова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Email: *mvn@ispms.ru

1. Введение

Наряду с типичными для металлических сплавов свойствами высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) могут обладать уникальными: высокой твердостью и стойкостью по отношению к температурному разупрочнению, дисперсионным твердением, положительным температурным коэффициентом упрочнения, высокими прочностными характеристиками при повышенных температурах, высокими износостойкостью и коррозионной стойкостью, рядом других характеристик. Одним из первых разработанных многокомпонентных сплавов был сплав Кантора $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ в 2004 году [1]. К настоящему моменту существует большое количество публикаций, описывающих термодинамику ВЭС, с результатами моделирования их структуры и обсуждениями новых методов получения [2]. Несмотря на существенное обилие работ, по анализу структурно-фазовых состояний и механических свойств ВЭС [3-5] **целью данного исследования** будет изучение кинетики процессов пластического деформирования ВЭС, публикации по которым практически отсутствуют.

2. Материалы и методы

Используя метод корреляции цифровых изображений исследованы особенности локализации пластического течения в процессе одноосного растяжения при комнатной температуре литого многокомпонентного сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$. Анализ изображений микроструктуры и данные рентгенофазового анализа свидетельствуют о формировании в литом сплаве Кантора аустенитной структуры, которая имеет дендритную морфологию. Образцы для механических испытаний были выполнены в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей области 50×10 мм² и толщиной 2 мм. Скорость движения подвижного захвата испытательной машины составляла 0,2 мм/мин. Метод корреляции цифровых изображений (DIC) основан на статистическом анализе кинетики спеклов в ходе изменения исследуемой поверхности объекта при освещении лазером с длиной волны 635 нм. Методика позволяет восстанавливать поле векторов смещений, возникающее на поверхности плоского образца на любом этапе процесса, и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии [6].

3. Результаты и обсуждения

На рисунке 1 показана диаграмма растяжения нагружения, совмещенная с зависимостью коэффициента деформационного упрочнения от общей деформации. На кривой пластического течения выделяются стадии линейного, параболического деформационного упрочнения и предразрушения.

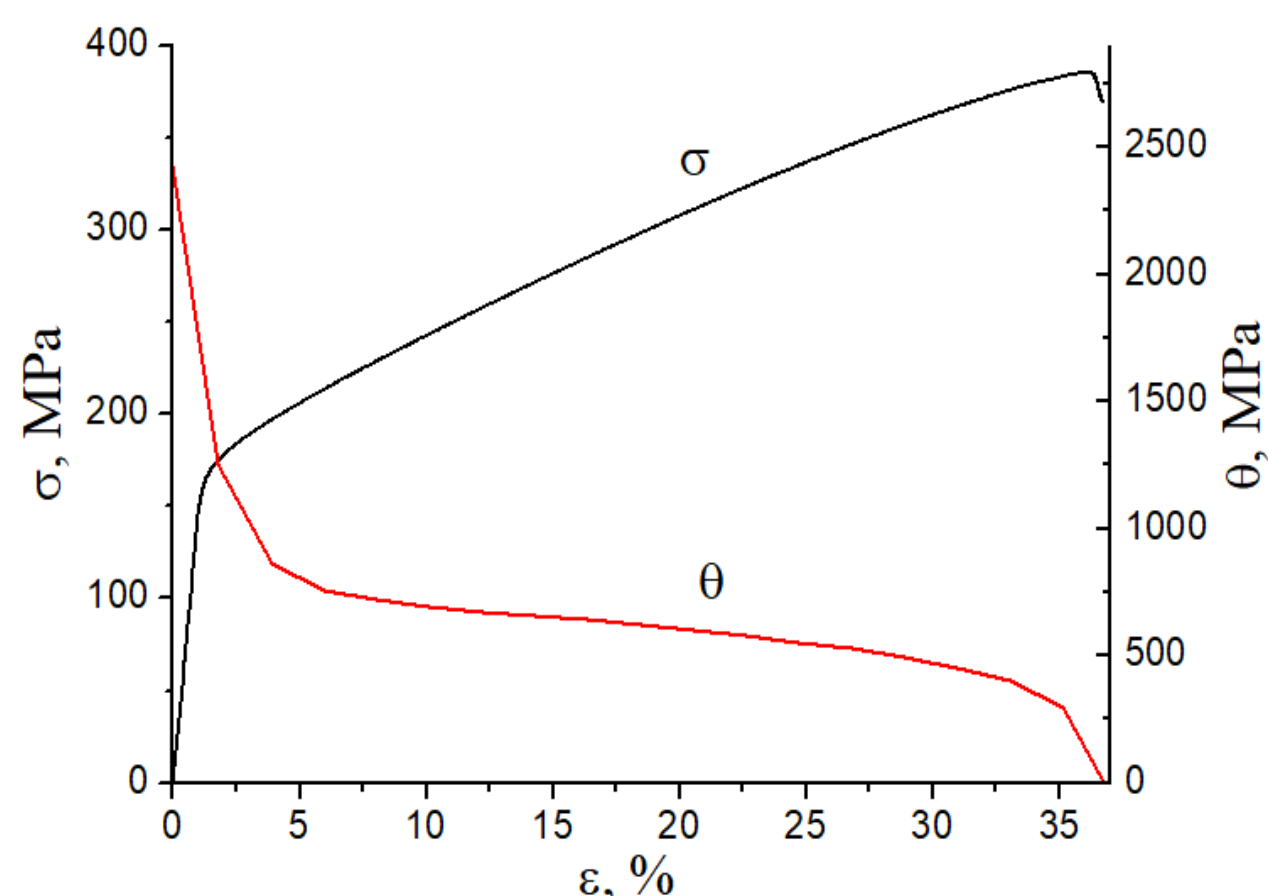


Рисунок 1. Совмещенные зависимости напряжений σ и коэффициента деформационного упрочнения θ от общей деформации ε

Картина автоволн локализованной пластичности характеризует процесс пластического течения на макроскопическом уровне, демонстрируя неоднородность протекания процесса пластического формоизменения [6]. Распределение деформаций вдоль оси растяжения представляет собой совокупность максимумов локальных удлинений ε_{xx} с пространственным периодом λ , который отличается в 2 раза на разных стадиях деформационного упрочнения: $\lambda=4,5 \pm 0,5$ мм в интервале общей деформации 3-13% и $\lambda=9,5 \pm 0,5$ мм в интервале общей деформации 17-34% (рис. 2). Окончание стадии параболического деформационного упрочнения характеризуется выявлением в средней части образца высокоамплитудного максимума локальных деформаций на расстоянии $x=20$ мм от неподвижного захвата, местоположение которого соответствует формированию шейки разрушения.

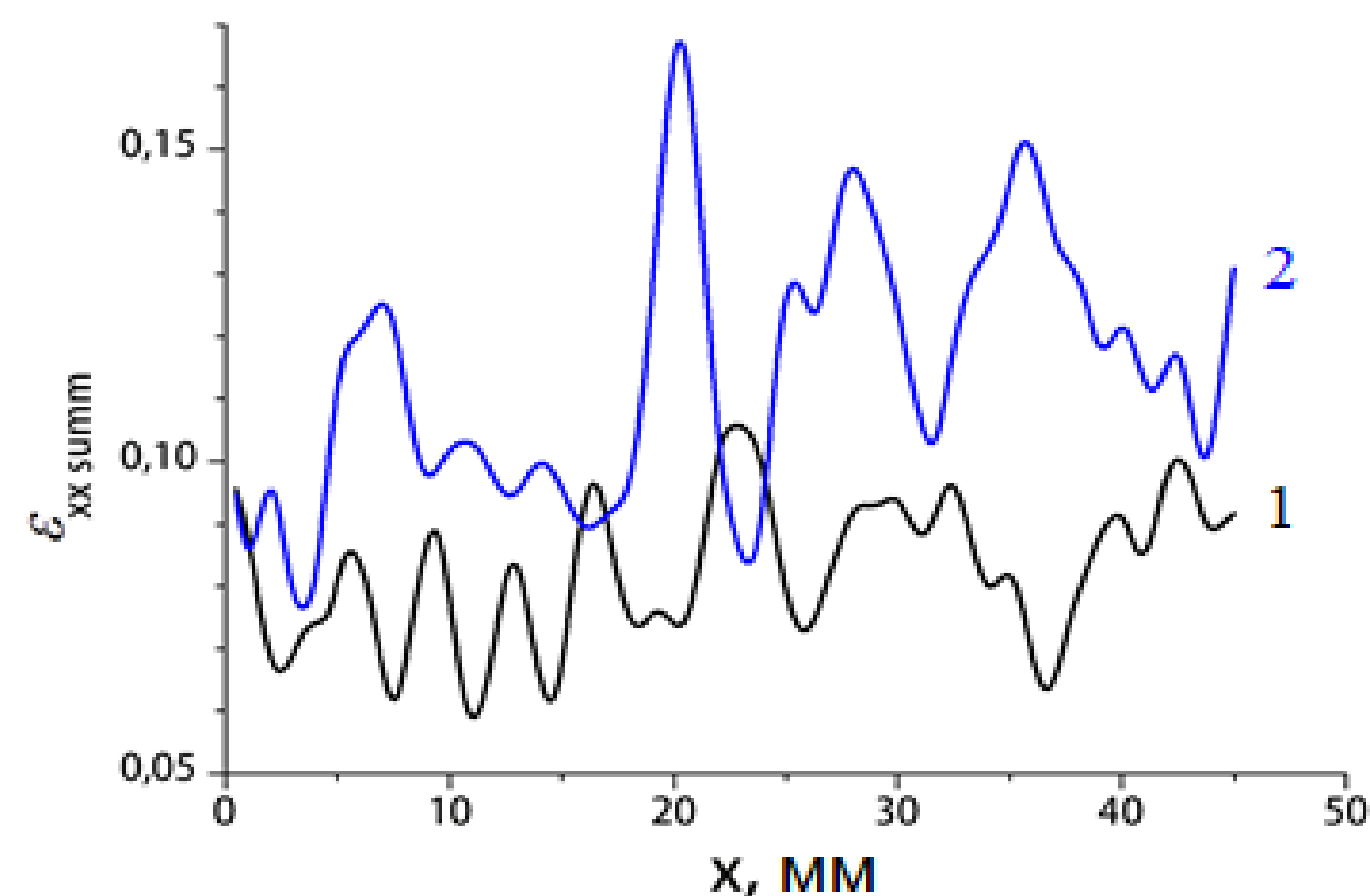


Рисунок 2. Распределение накопленной локальной деформации ε_{xx} вдоль оси растяжения в интервале общих деформаций $\varepsilon=3-13\%$ (1) и $\varepsilon=17-34\%$

4. Выводы

При использовании метода корреляции цифровых изображений (DIC) были рассчитаны поля деформаций на поверхности деформируемых образцов многокомпонентного сплава Кантора $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ в режиме реального времени.

Установлено место и время формирования шейки разрушения для оценки запаса пластичности ВЭС. Наблюдаемая эволюция распределений компонент тензора пластической дисторсии оказывается достаточно универсальной и была установлена ранее на широком классе материалов [6].

Литература:

1. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, *Materials Science and Engineering: A* **375-377**, pp. 213-218 (2004).
2. F. Otto, A. Dlouhý, K.G. Pradeep, M. Kuběnová, D. Raabe, G. Eggeler, E.P. George, *Acta Materialia* **112**, pp. 40-52 (2016).
3. W. Li, B. Wang, X. Huang, B. Liu, J. Brechtel, P.K. Liaw, *Journal of Materials Research and Technology* **21**, pp. 1461-1478 (2022).
4. K. Lu, A. Chauhan, M. Walter, A.S. Tirunilai, M. Schneider, G. Laplanche, J. Freudenberger, A. Kauffmann, M. Heilmaier, J. Aktaa, *Scripta Materialia* **194**, pp. 113667 (2021).
5. S.Y. Ahn, D.G. Kim, J.A. Lee, E.S. Kim, S.G. Jeong, R.E. Kim, J. Choe, S. Hong, P. Quang, S. Lee, H.S. Kim, *Journal of Alloys and Compounds* **960**, pp. 170602 (2023).
6. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения*. (Наука, Новосибирск, 2008).