중망간TRIP강의 저항점용접 특성

박 기 태^{*,†} · 엄 상 호^{*} · 이 창 희^{**}

^{*}포스코 기술연구원 접합연구그룹

^{**}한양대학교 신소재공학과

Review on the Resistance Spot Weldability of Medium-Mn TRIP steel

Gitae Park^{*,†}, Sangho Uhm^{*}, and Changhee Lee^{**}

^{*}Welding & Joining Research Group, POSCO, Pohang, 37859, Korea

^{**}Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul, 04763, Korea

[†]Corresponding author: gtpark20@gmail.com

(Received June 7, 2021; Revised June 17, 2021; Accepted June 24, 2021)

Abstract

Medium Mn TRIP steels have a dual-phase matrix of ferrite and austenite containing intentionally redistributed manganese and carbon contents to obtain stable austenite at room temperature. However, regardless of similar and dissimilar weldment, coarse-grained HAZ and FZ undergo martensitic transformation during heating above the A_{c3} temperature and then rapid cooling to room temperature. Then the high retained austenite content is sharply reduced, resulting in deterioration of mechanical properties with increased brittleness. Various ways to improve weldability have been proposed, and the paint-baking heat treatment process during automotive production can drastically improve the tensile properties of martensite, even when conducted at low temperature. This paper highlights the main characteristics and microstructural changes in the resistance spot welding of medium Mn TRIP steel, which is expected to be used as a next-generation automotive steel sheet.

Key Words: Medium Mn TRIP steel, Advanced high strength steel, Resistance spot welding, Paint-baking

1. 서 론

전 세계 자동차 산업에서 연료 효율을 높이고 더 나은 충돌안전성을 보장하기 위해 차량용 고성능 친환경 소재에 대한 수요가 크게 증가하였다. 미국에 수출하는 글로벌 자동차 제조업체들은 목표 연비 및 오염 물질 감소에 도달하기 위해 자동차의 실질적인 변화를 강제하는 기업평균 연비(CAFE, Corporate Average Fuel Economy) 표준에 따라 제정된 목표를 충족해야 한다¹⁻³⁾. Fig. 1에 제시된 바와 같이 이 목표 연비는 계속 증가할 추세이므로 자동차 제조업체의 고강도 경량소재 요구 또한 증가하게 될 것이다. 한편, 알루미늄, 마그네슘합금, 탄소섬유강화 플라스틱 등 다양한 종류의 경량재료가 활발히 개발됨에도 불구하고, 자동차에 사용

되는 철강재는 비용적인 우위로 인해 상당한 양이 사용되고 있다. 자동차 강판은 더 낮은 밀도로 더 나은 기계적 특성을 갖도록 개발되고 있으며, 이러한 발전과 함께 초고강력강(AHSS, Advanced High Strength Steel)은 차량용 경량소재로의 활용이 기대되고 있다⁴⁾.

Fig. 2는 다양한 자동차용 강판의 기계적 특성을 보여주는 대표적인 도표이다^{5,6)}. 이 그림에서 1세대 AHSS는 인장 흡수 에너지가 약 20 GPa-% 인 강재 그룹으로 1970년대 석유 파동 이후 기존의 연강 및 고강도강을 대체하기 위해 개발되었다. DP(Dual Phase) 강 및 TRIP(Transformation-induced Plasticity) 강이 이 범주에 속한다^{7,8)}. 최근까지도 초미세립의 기지조직과 높은 분율의 마르텐사이트를 활용하는 기가급 인장강도의 AHSS강재가 개발되고 있지만, 경질 및 연질의 상이 복합조직을 이루는 미세조직적 특징으로 인

Fig. 1 Changes in historical performance and future targets for passenger automotive fuel economy in each automaker country to comply with the Corporate Average Fuel Economy (CAFE) standard introduced in an effort to improve transportation efficiency and reduce associated environmental emissions¹⁻³⁾

Fig. 2 Schematic diagram showing the relationship between elongation and tensile strength for automotive steels⁵⁾

하여 인장 흡수 에너지를 증가시키는 데에 한계가 있다⁹⁾. 2세대 AHSS에는 대표적으로 700MPa 이상의 강도와 50% 이상의 높은 연성을 가지는 고망간TWIP (Twinning-induced Plasticity)강을 들 수 있다¹⁰⁾. 강재의 우수한 연신율은 변형 중 전상 오스테나이트 기지로부터 쌍정이 형성됨에 따라 그로 인한 동적 Hall-Petch효과를 기반으로 한다. 그러나 TWIP강은 함유하는 합금원소 함량이 상대적으로 높아 용접성이 저하되고 원료비가 높은 단점이 있다¹¹⁾. 3세대 AHSS는 고망간TWIP강에 비해 상대적으로 낮은 인장 흡수 에너지를 갖지만 중량을 낮추거나 합금 원소를 줄이는 방향으로 개발되었다. 이 개념을 바탕으로 설계된 강종으로는 고망간계 경량철강(Lightweight steel)과 중망

간TRIP강이 있다. 여러 연구에서 용접성 저하가 보고되었지만¹²⁻¹⁵⁾, 원인과 해결책에 대한 더 많은 연구가 필요할 것으로 보인다.

본 논문은 차세대 자동차용 강판으로 활용될 것으로 기대되는 중망간TRIP강의 용접성에 관한 다양한 연구 및 리뷰 문헌¹⁶⁾을 참고하여 본 회지의 독자들을 위하여 번역 및 재가공하였으며, 중망간TRIP강 저항접용접 부에 나타나는 주요 특징에 대해 모재, 용접 후, 후처리 중에서의 미세조직적 변화의 관점에서 서술하고자 한다.

2. 중망간TRIP강 모재 특성

중망간TRIP강은 낮은 프레스가공 온도와 뛰어난 기계적 특성으로 인해 자동차의 충돌성능을 향상시킬 수 있다는 점에서 광범위하게 연구된 강재이다^{6,17)}. 강합금 설계 전략은 기본적으로 3-10 wt.%의 높은 함량의 망간을 활용하여 준안정 오스테나이트의 TRIP 효과를 이용하도록 설계되었다. 이 강재는 상온에서 일부 오스테나이트와 페라이트의 이상조직을 가지는데, 준안정적인 오스테나이트는 강재에 뛰어난 연신율을 부과하는 동시에 미세립으로써 항복 및 인장 강도를 향상시키는 요인으로 작용한다⁶⁾. 이 때, 두 상 간 계면에서의 망간 재분배는 이상영역소둔(intercritical annealing) 공정을 통한 합금원소 재분배가 필수적으로 선행되어야 하는데, 중요한 것은 이와 같은 열처리 후 상온으로의 후속냉각과정 중에 강재 내에는 기존에 형성된 오스테나이트 상이 다시 마르텐사이트로 변태하지 않는다는 점이다.

망간의 첨가는 고용강화 및 오스테나이트 안정화 효과와 함께 Fig. 3에 제시된 바와 같이 적층결함에너지

Fig. 3 Phase equilibrium after quenching from annealing temperature of 700 °C and stacking fault energy according to main alloying elements of high Mn TWIP steel present at room temperature¹⁰⁾

(Stacking fault energy, SFE)를 변화시켜 강재의 고유한 변형 모드를 부여한다^{10,18,19)}. 기존 TRIP강에 비해 중방간TRIP강의 비교적 높은 망간 함유는 우수한 기계적 물성을 얻기 위해 필수적인 TRIP 현상을 유발할 수 있을 정도의 낮은 SFE를 가지면서도 다량의 준안정적인 오스테나이트를 갖게 한다. 그러나 문제는, 이러한 매우 잘 제어된 모재의 미세구조는 용접공정을 거치고 나면 불가피하게 As-cast 상태와 유사한 미세조직으로 변화하여 기계적 특성을 저하시킨다는 것이다.

다른 고망간 함유의 AHSS와 마찬가지로, 중방간 TRIP강의 용접성 저하 문제는 용접 중 빠른 열-기계적 사이클로 인한 상변태에 기반한다. 중방간TRIP강의 용접성에 대한 선행연구에서 일반적으로 용접물의 기계적 특성 저하가 주로 마르텐사이트의 취성과 관련있다고 보고하고 있다¹²⁾. 자동차강판 접합을 위한 대부분의 용접 방법은 일반적으로 열 유입이 적어 냉각속도가 빠른 데다가, 강재의 높은 합금원소 비율로 인한 낮은 임계 냉각속도로 인해 용접 후에 마르텐사이트 형성은 피할 수 없기 때문이다.

3. AHSS 저항점용접성

일반적으로 고합금강은 저항점용접에서 저합금강보다 적은 전류를 필요로 하는 것으로 알려져 있다. 합금원소의 첨가는 Bulk저항을 증가시켜 용접 공정에서 더 많은 열을 발생시키는 요인이기 때문에, 고합금강은 연강에 비해 동일한 용접 너짓 크기를 얻기 위한 전류값이 작다. 즉, 상대적으로 많은 합금원소가 첨가된 TRIP 또는 DP강은 Bulk저항을 기준으로 다른 저탄소강보다 전체적으로 낮은 용접 전류 범위를 갖는다.

일반적인 저항점용접 공정은 수냉식 구리 전극의 급냉 효과로 인해 1000-10000 K/s의 매우 빠른 냉각속도를 가진다. 그 결과 용융영 또는 열영향부 영역에는 대체로 경한 상이 형성된다. 결과적으로 용접물의 경도는 모재에 비해 증가하며, 용접부 주변의 경화성은 탄소 당량(Carbon Equivalent, Ceq)과 밀접한 관련이 있다. 탄소당량은 철강재료의 경화능에 대한 각 합금원소의 효과에 대해 탄소의 효과를 1로 두었을 때의 비율을 환산하여 더한 것이다. 일반적으로 탄소당량이 높으면 경한 상이 생기기 쉽고 용접성이 낮아지기 때문에 용접성 향상을 위해서는 이를 낮추는 것이 중요하다. 한편, 저항점용접에서의 빠른 냉각속도는 용접부의 경한 상 형성을 유발하기 때문에, 저항점용접부의 기계적 특성은 탄소 당량과 매우 밀접한 관계에 있게 된다. 점용접부의 용접 강도는 일반적으로 차량 생산에 적합한 방식으로 평가된다. 용접 강도를 평가하기 위해서는

Fig. 4 Three types of mechanical test methods for resistance spot weldment¹⁸⁾

Fig. 4에 제시된 세 가지 유형의 인장 시험 방법이 주로 사용되며, 그 중에서 십자인장시험(Cross-tension test)은 판재의 평면에 수직으로 당겨지는 용접부의 십자인장강도(Cross-tension strength, CTS)를 평가하는 것으로, 용접 파단면의 모양은 용접물의 파단모드를 결정한다²⁰⁾. 예를 들어, 플러그파단은 일반적으로 Crack이 전파될 때 너짓 주변에서 하중을 충분히 견디고 파단됨을 의미한다. 부분플러그파단의 경우는 플러그파단만큼 좋지 않지만 충분히 견딜 수 있음을 의미한다. 반대로, 용접 너짓이 전혀 강하지 않은 경우는 Interfacial파단이 발생하고 주로 너짓 크기가 충분하지 않을 때 나타난다. 강도 측면에서 계면파단은 피해야 하며 플러그파단 모드가 가장 이상적인 경우이다. 결과적으로 너짓 크기는 저항점용접부 강도에 중요한 요소로 작용한다.

Fig. 5 Tensile shear and cross tension strengths as a function of tensile strength of steel sheets²¹⁾

Fig. 5는 강판의 인장강도와 용접부의 인장전단강도 (Tensile-Shear Strength, TSS) 및 십자인장강도 (CTS)간의 관계를 보여준다. TSS는 강판의 강도에 따라 비례하지만 CTS는 강판의 강도가 800 MPa인 영역에서 최고점에 도달한 다음 점차 감소한다. 주목할 점은 고강도 강판의 CTS 감소에 관한 것으로, Oikawa 등¹⁹⁾은 이를 강재의 높은 탄소 당량에 의한 것으로 해석하였다. 즉, 탄소 당량이 높을수록 열영향부 중 조립역이나 용융부 등에서의 경도 상승이 크게 되므로, 시험 중 주로 균열 전파가 이뤄지는 모재 또는 연화역이 아닌 취성의 열영향부 또는 용융부 쪽으로 유발되어 CTS를 감소시킬 수 있다.

4. 중방간TRIP강 저항점용접성

중방간TRIP강의 높은 망간 함량은 탄소 당량을 높이고 M_s 온도를 낮춘다. 또한 전술한 바와 같이 탄소 당량이 높을수록 AHSS의 저항점용접부 CTS가 낮아

지므로, 이 강재의 CTS가 높지 않을 것을 예상할 수 있다. Fig. 6는 중방간TRIP강과 DP강의 동종 및 이종 용접부의 CTS 및 버튼 크기를 비교한다. 이 그래프의 Solid mark는 ISO18278-2에 따른 용접 특성을 나타내고, Open mark는 도장열처리 후 특성을 나타낸다 (후자는 다음 섹션에서 설명하기로 한다). 중방간TRIP강의 동종 및 이종용접부 CTS값은 기존의 TRIP강 용접부에 비해 매우 낮는데, 예를 들면, 기존의 TRIP강과 DP강의 동종 및 이종용접부의 CTS값은 7.0kA 용접 전류일 때 모두 5kN 이상이다¹²⁾. Fig. 7은 중방간TRIP강의 동종 및 이종용접부에서의 파단 모드를 모식도로 나타낸 것이다. 저항점용접부는 너트 크기로 대표되는 용융부의 크기에 따라 다양한 파단모드를 가질 수 있지만, 중방간TRIP강의 용접 특성의 열화(Fig. 6에서 이종용접부의 낮은 CTS 등)는 용융부의 중심선 또는 CGHAZ로의 균열 전파로 인한 것이라 볼 수 있다. Fig. 8과 9는 중방간TRIP강의 모재와

Fig. 6 Cross-tension test results for similar and dissimilar welds. The solid symbols represent the properties in the as-welded state according to ISO18278-2, and the open symbols represent the properties after paint-baking heat treatment^{12,22)}

Fig. 7 Schematic illustrations of fracture mode changes for similar and dissimilar welds of medium Mn TRIP steel together with DP steel after paint-baking heat treatment^(12,22)

Fig. 8 (a) SEM and (b) TEM microstructural analysis for MT steel BM⁽¹⁶⁾

Fig. 9 (a) SEM and (b) TEM microstructural analysis for MT steel CGHAZ⁽¹⁶⁾

CGHAZ의 미세조직을 각각 나타내는 SEM과 TEM image이다. 우선 (a)의 SEM 미세조직을 비교해보면 모재의 초세립의 결정립들은 용접 열사이클 후 CGHAZ에서 수십배의 결정립성장 발생하였음을 알 수 있다. 또한 (b)의 TEM 분석결과로부터 합금성분의 이상영역소둔 공정에서 얻어진 합금원소 재분배의 열역학적 균형이 깨진다는 것을 알 수 있다. 모재의 오스테나이트에 축적된 망간은 용접 중 Ac_3 온도보다 훨씬 높은 CGHAZ의 피크 온도에서 열역학적 평형을 이루기 위해 전체 오스테나이트 기지에 균일하게 분포된다. 중방간TRIP강의 매우 낮은 임계 냉각 속도와 저항점용접의 빠른 냉각 속도를 모두 고려할 때 용접부에서 마르텐사이트 형성은 불가피하다. 따라서, CGHAZ의 기지조직은 용접 후 마르텐사이트로 변태되므로 모재가 가지는 준안정 오스테나이트의 변형 중에서의 TRIP현상을 기대할 수 없으며, 인장 특성의 열위가 발생하는 것이다. 이러한 열화는 용접 방법에 관계없이 많은 중방간TRIP강의 용접물에서 주요 용접성 문제로 지적되고 있다^{12,13)}.

5. 도장열처리로 인한 특성 개선 효과

마르텐사이트의 취성 및 그에 따른 CTS저하는 불충분한 자기 템퍼링 (Self/Auto tempering)과 관련이 있을 뿐만 아니라 도장열처리(Paint-baking, PB)에 의해 개선될 수 있다. 도장열처리는 용접 공정 후 자동차 차체(Body-in White, BIW) 표면에 있는 페인트를 경화시키기 위한 절차로, 자동차 생산 공정에 있어서 필수적이다^{24,25)}. 열처리는 약 130-170도의 온도에서 약 10-20 분 동안 3회 수행된다²⁶⁾. 이는 Clear, base coat 등 3가지 코팅을 각각 경화시키는 과정이다. 이 때 작업온도가 상대적으로 낮은 온도임에도 불구하고 강재 자체 혹은 용접물의 기계적 물성이 향상되는 효과가 다양한 문헌으로부터 제시되고 있다. 소부경화 (Bake hardening, BH)강은 이러한 현상을 이용한 대표적인 강재이다.

BH는 비교적 낮은 온도에서의 열처리로 인한 Strain aging 현상에 의해 강판의 항복 강도를 향상되는 것을 말한다. 강도 증가 원인으로는, 탄소 및 질소와 같은 침입형원자가 전위 주변에 확산되어 Cottrell 분위기를 형성하여 응력이 완화되고 전위 에너지를 낮춰 변형 중 전위의 이동을 방지하기 때문이다²⁷⁾.

Fig. 6과 7에서 제시된 중방간TRIP강 용접물의 도장열처리에 의해 향상된 CTS 및 파단 거동의 변화는 CGHAZ에서 저온 템퍼링이 가능함을 의미한다. 170도 미만의 온도에서는 침입형원자(이 경우에는 대체

로 탄소원자)만 lath 또는 결정립계를 따라 확산을 하게 되는데, 이 때 나노 미터 이내의 거리 내에서 탄소 확산에 의한 마르텐사이트의 오스테나이트로의 역변태가 발생된다²²⁾. 일반적인 템퍼링 공정 후 강재 내에 탄화물이 형성되는 것을 고려할 때 이러한 역변태는 특이한 현상이라 할 수 있다. 이는 중방간TRIP강의 오스테나이트 안정화 원소인 망간의 높은 함량에 의해 마르텐사이트 내에서의 극미량의 탄소 확산에도 열역학적(평형)으로 오스테나이트 변태가 가능하기 때문이다. 이러한 저온템퍼링에 의한 CGHAZ 강화 효과는 강판의 스텝핑 공정에서 생성되는 마르텐사이트에도 동일하게 적용되는 것으로 알려져 있다²⁸⁾. 궁극적으로, 용접 후 CGHAZ 취성과 도장열처리 후 개선된 CTS는 모두 국부적인 영역에서의 열역학적 평형을 이루는 잔류 오스테나이트들의 분율 증감과 관련이 있다.

6. 결 론

본 리뷰에서는 중방간TRIP강의 개발과 저항점용접에 의한 기계적 특성 저하 요인 및 이에 대한 개선에 관련한 연구 동향을 알아보았다. 중방간TRIP강의 높은 합금함량과 저항점용접부의 빠른 냉각속도로 인해 형성된 CGHAZ 내 취성의 마르텐사이트는 용접물의 CTS를 저하시키는 요인임을 확인하였다. 강재의 자동차 소재로의 응용을 위해서 필수적인 저항점용접부 CTS강도는 도장열처리 공정 후 일부 개선이 가능하며, 이는 침입형원자인 탄소의 확산과 잔류 오스테나이트 변화와 관련 있다.

ORCID: Gitae Park: <https://orcid.org/0000-0002-6212-5584>

References

1. Passenger car miles per gallon (normalized to CAFE) <www.theicct.org/chart-library-passenger-vehicle-fuel-economy>.
2. A. N. Kleit, Impacts of Long-Range Increases in the Fuel Economy (CAFE) Standard, *Economic Inquiry*, 42(2) (2004) 279-294. <https://doi.org/10.1093/ei/cbh060>
3. J. Zielinski, R. Andreucci, N. Rajagopalan, and C. B. Aktas, Prospects for meeting the corporate average fuel economy standards in the U.S., *Resources, Conserv. Recycl.* 136 (2018) 466-472. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.04.018>
4. R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler, Advanced high strength steels for automotive industry, *Arch. Civ. Mech. Eng.* 8(2) (2008) 103-117. [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)
5. D. Raabe, Banana diagram of steel properties. <<http://www.dierk-raabe.com/steels-brief-introduction/>>.

- (accessed 10 May.2019).
6. D. W. Suh, and S. J. Kim, Medium Mn transformation induced plasticity steels: Recent progress and challenges, *Scripta Materialia*, 126 (2017) 63-67.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.07.013>
 7. L. Prém, Z. Bézi, and A. Balogh, Development of Complex Spot Welding Technologies for Automotive DP Steels with FEM Support, in: K. Jármay, B. Bolló (Eds.) *Vehicle and Automotive Engineering*, Springer International Publishing, Cham. (2017) 407-423.
https://doi.org/10.1007/978-3-319-51189-4_36
 8. L. T. Robertson, T. B. Hilditch, and P. D. Hodgson, The effect of prestrain and bake hardening on the low-cycle fatigue properties of TRIP steel, *Int. J. Fatigue*, 30(4) (2008) 587-594.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.06.002>
 9. G. Park, G. Bae, and C. Lee, Characterization of Mechanical and Metallurgical Notch Effects of DP980 Steel Weld Joints in Fatigue Performance, *Metall. Mater. Trans. A* 50(3) (2019) 1294-1307.
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-5091-4>
 10. B. C. De Cooman, O. Kwon, and K. G. Chin, State-of-the- knowledge on TWIP steel, *Mater. Sci. Technol.* 28(5) (2012) 513-527.
<https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000000095>
 11. J. Yoo, K. Han, Y. Park, J. Choi, and C. Lee, Evaluation of solidification cracking susceptibility of Fe-18Mn-0-6C steel welds, *Sci. Technol. Weld. Join.* 19(6) (2014) 514-520.
<https://doi.org/10.1179/1362171814Y.00000000216>
 12. G. Park, K. Kim, S. Uhm, and C. Lee, A comparison of cross-tension properties and fracture behavior between similar and dissimilar resistance spot-weldments in medium-Mn TRIP steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 752 (2019) 206-216.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.023>
 13. Q. Jia, L. Liu, W. Guo, Y. Peng, G. Zou, Z. Tian, and Y. Zhou, Microstructure and Tensile-Shear Properties of Resistance Spot-Welded Medium Mn Steel, *Met.* 8(1) (2018) 48.
<https://doi.org/10.3390/met8010048>
 14. S. Jeong, G. Park, B. Kim, J. Moon, S. Park, and C. Lee, Precipitation behavior and its effect on mechanical properties in weld heat-affected zone in age hardened FeMnAlC lightweight steels, *Mater. Sci. Eng. A*, 742 (2019) 61-68.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.125>
 15. J. Moon, S. Park, and C. Lee, Current Status on Development of Lightweight Steels and Welding Characteristics, *J. Weld. Join.*, 38(4) (2020) 333-341.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2020.38.4.1>
 16. G. Park, S. Uhm, and C. Lee, Fusion Weldabilities of Advanced High Manganese Steels: A Review, *Met. Mater. Int.*, (2020) Advance online publication.
<https://doi.org/10.1007/s12540-020-00706-9>
 17. X. Li, Y. Chang, C. Wang, P. Hu, and H. Dong, Comparison of the hot-stamped boron-alloyed steel and the warm- stamped medium-Mn steel on microstructure and mechanical properties, *Mater. Sci. Eng. A*, 679 (2017) 240-248.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.045>
 18. O. Bouaziz, S. Allain, and C. Scott, Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels, *Scripta Materialia*, 58(6) (2008) 484-487.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.050>
 19. J. W. Morris, Iron-Manganese Steels for Cryogenic Use, The Twenty-third International Offshore and Polar Engineering Conference, *International Society of Offshore and Polar Engineers*, Anchorage, Alaska, (2013) 8.
 20. M. Pouranvari and S. Marashi, Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties, *Sci. Technol. Weld. Join.* 18(5) (2013) 361-403.
<https://doi.org/10.1179/1362171813Y.00000000120>
 21. H. Oikawa, G. Murayama, T. Sakiyama, Y. Takahashi, and T. Ishikawa, Resistance spot weldability of high strength steel (HSS) sheets for automobile, *Shinnittetsu Giho*, 385 (2006) 36.
<https://doi.org/10.1007/BF03266555>
 22. G. Park, K. Kim, S. Uhm, and C. Lee, Remarkable improvement in resistance spot weldability of medium-Mn TRIP steel by paint-baking heat treatment, *Mater. Sci. Eng. A*, 766 (2019) 138401.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138401>
 23. N. Lun, D. C. Saha, A. Macwan, H. Pan, L. Wang, F. Goodwin, and Y. Zhou, Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel, *Mater. Des.* 131 (2017) 450-459.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.06.037>
 24. D. W. Fan, H. S. Kim, and B. C. De Cooman, A Review of the Physical Metallurgy related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel, *Steel Res. Int.* 80(3) (2009) 241-248.
<https://doi.org/10.2374/SRI08SP131>
 25. E. Pereloma and I. Timokhina, Bake hardening of automotive steels, in: R. Rana, S.B. Singh (Eds.), *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, (2017) 259-288.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00009-2>
 26. H. Kantereit, Bake Hardening Behavior of Advanced High Strength Steels under Manufacturing Conditions, *SAE International*, (2011).
<https://doi.org/10.4271/2011-01-1053>
 27. A. H. Cottrell and B. Bilby, Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron, *Proceedings of the Physical Society. Section A* 62(1) (1949) 49.
<https://doi.org/10.1088/0370-1298/62/1/308>
 28. Z. R. Hou, T. Opitz, X. C. Xiong, X. M. Zhao, and H. L. Yi, Bake-partitioning in a press-hardening steel, *Scripta Materialia*, 162 (2019) 492-496.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.10.053>