다층용접한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 용접금속의 조직 및 충격인성

서원찬* · 박찬** · 방국수*

*부경대학교 신소재시스템공학과

**부경대학교 재료공학과

Microstructure and Impact Toughness of Weld Metal in Multipass Welded Super Duplex Stainless Steel

Won-chan Seo*, Chan Park* and Kook-soo Bang*

*Department of Advanced Materials System Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

**Department of Materials Science and Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

KEY WORDS: Super duplex stainless steel 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강, Weld metal 용접금속, Toughness 인성, Microstructure 미세조직

ABSTRACT: The effects of reheating during welding on the microstructure and impact toughness of weld metal in 25% Cr super duplex stainless steels were investigated. Using different heat inputs, weld metals with different reheated regions were obtained. This showed that, depending on the reheating temperature, the microstructure in the reheated region was quite different from that of the as-deposited microstructure. When reheated into the $\gamma + \alpha$ temperature range, fine intragranular austenite was formed in the as-deposited columnar structure. However, when reheated above the α solvus temperature range, most of the columnar structure disappeared and fine equiaxed austenite and ferrite were formed. Because of the larger amount of fine austenite in the reheated region, a higher impact toughness was obtained in the weld metal with a higher amount of reheated region.

1. 서 론

해양플랜트산업, 정유산업, 발전플랜트산업 등과 같은 가혹한 환경에서 사용되는 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강(SDSS, Super duplex stainless steel)은 엄격한 조성관리와 가공열처리를 통하여 오스테나이트와 페라이트의 비율이 각각 50% 전후가 될 때 가장 우수한 기계적성질과 내식성을 가진다고 알려져 있다(Gunn, 1997). 이런 SDSS를 용접하면 용접부, 특히 용접금속은 화학조성과 용접열입력에 따라 성질이 크게 변한다. 일반적으로 용접금속 중 니켈 혹은 질소 함량이 적을수록 또는 냉각속도가 빠를수록 페라이트 비율이 높아지며, 그에 따라 충격인성도 저하한다(Kotecki, 1997; Gooch, 1983). 하지만 냉각속도가 너무 느리면 냉각과정 중 σ (σ), χ (χ) 등 금속간화합물이 석출하여 충격인성이 또한 저하한다(Zucato et al., 2002; Calliari et al., 2006). 따라서 용접 냉각속도 혹은 용접입열량을 일정한 범위에서 엄격히 관리하여야 하며, 일반적인 허용 입열량범위는 0.5~1.5kJ/mm로 알려져 있다(Gunn, 1997).

하지만 실제 용접은 대부분 다층용접이기 때문에 용접입열량

의 변화는 냉각속도 뿐만 아니라 용접금속 패스 수에도 영향을 미친다. 일반적으로 입열량이 낮을수록 용접재료의 용융량이 적어 패스 수가 많아진다. 이때 앞선 패스에 의하여 형성된 용접금속은 후속패스에 의하여 재가열/냉각되어 비평형적으로 형성된 페라이트로부터 2차 오스테나이트가 형성된다고 알려져 있다(Gooch, 1991). 이러한 이유로 Bonnefais 등은(Bonnefais et al., 1991) 후속 패스에 의하여 영향을 받지 않는 최종 패스의 용접금속에서 오스테나이트가 가장 적다고 하였다. Atamert 등에(Atamert et al., 1992) 의하면 재가열영역에서 오스테나이트 형성은 후속 패스의 입열량이 증가할수록 많아진다고 하였으며, Stekly 등은(Stekly et al., 1991) 용접금속 중 산화물의 양, 변태를 위한 구동력 그리고 냉각속도 등에 의하여 영향을 받는다고 하였다. 이와 같이 다층용접 시 재가열영역의 형성은 용접금속 조직에 큰 영향을 미치나 그에 따른 용접금속 기계적성질의 변화, 특히 충격인성 변화에 대한 연구는 미미하다. 본 연구에서는 용접입열량을 달리 하여 다층용접한 경우 후속 패스에 의한 용접금속 재가열영역의 조직변화와 그에 따른 용접금속 충격인성 변화에 대하여 조사하였다.

Received 3 September 2012, revised 7 November 2012, accepted 11 December 2012

Corresponding author Kook-soo Bang : +82-51-629-6379, ksbang@pknu.ac.kr

© 2012, The Korean Society of Ocean Engineers

2. 실험방법

실험에 사용한 SDSS는 UNS No. S32750에 해당하는 두께 9mm의 판재로 Table 1에 화학성분을 나타내었다. Modified Murakami 용액을 사용하여 부식한 후 점산법을 이용하여 각 상을 관찰한 결과 페라이트와 오스테나이트의 비율은 각각 51와 49%였다. 이러한 판을 사용하여 직경 4mm의 AWS E2594-17 상당 용접봉으로 SDSS의 일반적 최대 허용입열량인 1.5kJ/mm와 그보다 높은 2.4kJ/mm로 다층 피복아크용접 (SMAW, shielded metal arc welding) 하였다. 용접 후 용접금속의 화학성분을 Table 1에 함께 나타내었다. Table 2에는 용접 시 각 입열량별 자세한 용접조건과 용접이음부 형상을 나타내었다.

Fig. 1에는 용접 후 용접금속의 적층모습을 나타내었다. 각 패스를 흰 선으로 나타내었는데 1.5kJ/mm의 경우 3층4패스를 나타내나 입열량이 높은 2.4kJ/mm에서는 2층2패스를 나타낸다. 그림 중에는 충격시험의 채취위치를 검은 선으로 함께 나타내

Table 1 Chemical compositions of plate and weld metals (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
Base metal	0.02	0.30	0.80	0.032	0.0006	24.7	7.3	3.7	0.20	0.25
Weld metal (1.5 kJ/mm)	0.03	0.45	1.18	0.038	0.0012	25.0	8.7	3.6	0.14	0.23
Weld metal (2.4 kJ/mm)	0.03	0.41	1.12	0.039	0.0014	25.0	8.7	3.5	0.14	0.23

Table 2 Welding conditions and joint configuration for multipass welding (no preheat, interpass temp. 150°C)

Welding condition	Heat input (kJ/mm)	Joint configuration
120A-23V-11cpm	1.5
140A-22V-8cpm	2.4

Fig. 1 Deposition sequence of weld metals. (a) 1.5kJ/mm; (b) 2.4kJ/mm. Notch location of impact test specimen is also indicated

었다. 판 표면 2mm 아래에서 노치위치가 용접금속 중앙에 오도록 두께 5mm의 서브사이즈 Charpy 충격시험편으로 채취하였다. 채취된 시험편은 노치가공 후 -46°C에서 충격시험 하였다.

용접금속이 후속패스에 의하여 재가열되는 것이 조직 및 충격인성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 용접열싸이클 재현장치를 이용하여 용접금속 재가열시험을 하였다. 먼저 Table 3에 나타낸 용접조건과 용접이음부 형상으로 1패스 단층용접을 한 후, 판 표면 1mm 아래에서 용접금속이 중앙에 오도록 두께 2.5mm, 폭 10mm, 길이 90mm인 판재를 가공하였다. 이 판재를 열싸이클 재현장치를 사용하여 가열속도 150°C/s로 1200°C로 가열하여 1초간 유지한 다음 800°C까지 7초 혹은 35초로 냉각하였다. 냉각 후 용접금속 중앙에 노치위치가 오도록 두께 2.5mm의 서브사이즈 Charpy 충격시험편을 가공한 후 -46°C에서 충격시험 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접금속 조직

용접 후 각 용접금속의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 입열량에 따른 차이는 없으며 두 용접금속 모두 약 25%Cr-9%Ni-4%Mo-0.2%N를 나타낸다. 모재와 비교한 경우 Ni함량이 약 2% 높아 사용한 용접봉이 높은 Ni함량을 가짐을 알 수 있다. 먼저 후속 패스에 의하여 재가열의 영향을 받지 않는 상태(용접 그대로 상태)에서 용접금속 조직을 조사하기 위하여 최종 패스부에서 광학현미경 조직검사를 행하였다. Fig. 2에 두 용접금속의 조직을 나타내었다.

입열량에 상관없이 주상정 형태의 페라이트와 입계 및 입내에서의 괴상(Allotriomorphic) 혹은 침상(Widmanstatten) 형태의 오스테나이트로 되어 있는 전형적인 SDSS 용접금속 조직을 보인다. 500배 확대사진을 사용하여 점산법으로 페라이트와 오스테나이트의 비율을 측정된 결과 1.5kJ/mm의 경우 각각 22%,

Table 3 Welding condition and joint configuration for single pass welding (no preheat)

Welding condition	Heat input (kJ/mm)	Joint configuration
120A-23V-11cpm	1.5

Fig. 2 Optical microstructures of weld metals. (a) 1.5kJ/mm; (b) 2.4kJ/mm.

78%, 2.4kJ/mm의 경우 21%, 79%를 나타내었다. 두 용접금속 모두 오스테나이트 비율이 모재에 비하여 높은 것은 모재보다 용접금속의 Ni함량이 높은 것이 한 원인으로 판단된다. 하지만 입열량에 따른 두 용접금속의 조직 비율 차이는 보이지 않았다. 이러한 결과는 Noble의 실험결과와 일치한다(Noble et al., 1986). 그들은 입열량을 0.3~4.3kJ/mm로 변경시킨 듀플렉스 스테인리스강(DSS) 용접금속 조직을 조사한 결과, 용접금속 오스테나이트 비율은 입열량에 상관없이 조성에 의하여 결정되는 다음과 같은 Q값에 의존한다고 하였다.

$$Q = \frac{Cr + 1.5Mo + 2Mn + 0.25Si}{2\gamma + 12C + 12N} \quad (1)$$

상기 식을 사용하여 본 실험에서 두 용접금속의 Q값을 계산하면 1.6이다. Fig. 3에는 Noble의 실험결과와 본 실험결과를 함께 나타내었는데 산포범위 내에 존재함을 알 수 있다. 따라서 일반적으로 알려져 있는 허용 입열량인 1.5kJ/mm보다 높은 2.4 kJ/mm로 용접하여도 용접 그대로 상태에서는 용접금속 조직에 큰 차이를 나타내지 않음을 알 수 있다. 재가열에 의한 용접금속 조직 변화를 살펴보기 위하여 적층모습이 상대적으로 단순한 2.4kJ/mm 용접금속을 사용하여 재가열 영역 부근을 관찰하였다. Fig. 4에 광학현미경 연속사진을 나타내었다.

사진에서 ①영역은 첫 번째 패스에 의하여 형성된 용접금속 중 두 번째 패스에 의한 재가열의 영향을 받지 않은 곳, ②-1영역은 두 번째 패스에 의하여 비교적 낮은 온도로 재가열의 영향을 받은 곳, ②-2영역은 높은 온도로 재가열의 영향을 받은 곳, ③영역은 두 번째 패스의 용접금속이다. 각 영역의 확대사진을 오른쪽에 같이 나타내었다. 먼저 ①영역과 ③영역은 주상정 형태의 페라이트와 입계 혹은 입내에서의 괴상 혹은 침상 형태의 오스테나이트로 되어 있어 앞서 설명한 용접 그대로 상태의 조직과 동일하다. 하지만 재가열된 ②-1과 ②-2영역은 이것과 다르다. 먼저 두 번째 패스에서 멀리 떨어져 상대적으로 재가열온도가 낮은 ②-1영역은 여전히 주상정 형태를 대부분 유지하나 용접 그대로의 상태보다 괴상 혹은 침상의 오스테나이트가 미세하다. 한편 재가열온도가 높은 ②-2영역은 주상정 형태가 대부분 소실되고 상대적으로 등축에 가까운 미세한 오

Fig. 4 Optical microstructure of weld metal near the reheated region (2.4kJ/mm). Magnified microstructures of each zone are also shown

스테나이트가 많이 형성되어 있다.

용접금속이 재가열되면 Fig. 5에 모식적으로 나타낸 Fe-Cr-Ni 합금의 의이원계 상태도에서 알 수 있는 것처럼 가열온도에 따라 다른 조직을 나타낸다.

Fig. 3 Variation of weld metal austenite content as a function of Q factor

Fig. 5 Schematic diagram of pseudobinary section of Fe-Cr-Ni ternary system.

Fig. 6 Optical microstructure of secondary austenite.

먼저 그림 중 ④의 경우는 상대적으로 온도가 낮은 페라이트와 오스테나이트 2상 영역으로 재가열되는 경우로 두 번째 패스에서 멀리 떨어진 ②-1영역의 재가열온도에 해당한다. 이 온도에서 대표적인 변화는 첫 번째 패스에서 비평형적으로 형성되었던 페라이트로부터 오스테나이트의 형성이다. Fig. 6에는 ②-1영역에서 형성된 전형적인 침상형태의 오스테나이트를 나타내었다. 따라서 이 영역에서는 첫 번째 패스에서 형성된 주상정 형태의 페라이트는 유지되나 재가열에 의하여 입내에서 오스테나이트가 미세하게 재형성된다.

한편 그림 중 ⑤의 경우는 재가열온도가 높아 페라이트 용해도곡선 이상으로 되는 경우로 두 번째 패스에서 가까운 ②-2영역의 재가열온도에 해당한다. 이 온도에서는 첫 번째 패스에서 형성된 조직이 모두 완전히 페라이트로 된 후 다시 냉각된다. 따라서 이 영역에서는 주상정 형태의 페라이트는 대부분 소실되고 냉각과정 중 형성된 비교적 등축의 오스테나이트와 페라이트로 형성되어 있다. ②-1과 ②-2 영역에서 페라이트와 오스테나이트 비율을 점산법을 사용하여 측정한 결과 15%와 85%, 16%와 84%로 영역에 따른 차이는 보이지 않았다. 한편 Atamert 등에 따르면(Atamert et al., 1991) 급속가열/냉각의 용접 특성상 재가열시 고온에서 페라이트로의 완전한 변태가 어렵기 때문에 ②-2영역은 잘 관찰 되지 않는다고 하였다. 본 실험에서도 입열량이 낮아 냉각이 상대적으로 빠른 1.5kJ/mm 용접의 경우에는 이 영역이 확실히 나타나지 않고 재가열영역 대부분이 ②-1영역과 유사한 조직을 나타내었으며 페라이트와 오스테나이트 비율은 16%와 84%였다. 재가열영역에서 이러한 페라이트와 오스테나이트 비율을 용접 그대로 상태에서의 비율 (21%와 79%)과 비교하면 페라이트는 감소하고 오스테나이트는 증가함을 알 수 있다. 따라서 용접금속이 재가열을 받으면 용접 그대로 상태보다 오스테나이트 비율이 증가하며 크기도 미세하여짐을 알 수 있다.

한편 입열량이 높아 냉각속도가 느리게 되면 용접금속에서 σ , χ 등 석출물들의 석출이 우려된다. 특히 σ 상의 경우 석출온도가 650~1000°C로 알려져 있어 재가열이 되는 용접금속에서는 σ 상 석출에 대한 우려가 더욱 높다. 따라서 2.4kJ/mm 용접금속을 대상으로 주사전자현미경 후방산란전자상(BSEI, back scat-

tered electron image)을 이용하여 σ 상의 석출 가능성을 검토하였다. BSEI에서 페라이트, 오스테나이트, σ 상은 각각 검은색, 회색, 아주 밝은 색으로 나타난다. Fig. 7에 전형적인 BSEI를 나타내었는데 σ 상의 석출은 관찰되지 않았다. 오스테나이트와 페라이트 기지에 많은 검은 점들이 관찰되는데 EDX 분석결과 이들은 용접과정 중 형성된 Mn-Si-Al-Ti-Cr계 산화물들이었다. Nakada 등은(Nakada et al., 2001) 본 실험의 용접금속과 유사한 조성을 가지는 25Cr-9Ni-3Mo-0.15N 용접금속을 대상으로 재가열한 후 급냉하여 σ 상의 석출 여부를 조사하였다. Fig. 8에 그들의 실험결과와 함께 본 실험에서 2.4kJ/mm로 용접한 경우의 용접금속 냉각속도를 함께 나타내었다. 냉각속도는 용접과정 중 용융물에 직접 열전대를 투입하여 측정하였는데 1200에서 600°C까지의 냉각시간이 약 41초로 평균 냉각속도 15°C/s를 나타내었다. Fig. 8에서 보는 것처럼 본 냉각속도는 석출곡선의

Fig. 7 SEM back scattered electron image of weld metal (2.4kJ/mm).

Fig. 8 TTP diagram of σ phase from Kuroda's work. Cooling curve in this experiment is superimposed.

노즐을 걸치지 않는 충분히 빠른 속도이다. 즉 입열량 2.4kJ/mm로 용접하여도 용접금속에서 σ 상은 석출하지 않음을 알 수 있다.

3.2 용접금속 충격인성

다층용접한 각 용접금속으로부터 Fig. 1과 같이 판표면 2mm 아래 위치에서 노치위치가 용접금속 중앙에 오도록 두께 5mm의 서브사이즈 충격시편을 가공한 후 -46°C에서 충격시험 하였다. 시험결과를 Table 4에 나타내었다.

입열량 1.5kJ/mm와 2.4kJ/mm 두 용접금속은 각각 평균 12.1J, 19.8J로 2.4kJ/mm 용접금속이 입열량이 높음에도 불구하고 충격인성이 7.7J 높다. 이러한 차이를 나타내는 가장 큰 원인은 두 용접금속에서 노치설정의 차이로 판단된다. Fig. 1에서 보는 것처럼 1.5kJ/mm 용접금속은 첫 번째 패스와 두 번째 패스에 걸쳐서 노치가 있는 반면, 2.4kJ/mm는 첫 번째 패스에서만 노치가 설정되어 있다. 각 용접금속 노치위치에서 광학현미경 조직의 연속사진을 Fig. 9에 나타내었다. 그림 중 검은 실선이 노치위치를 나타낸다. 1.5kJ/mm 용접금속의 경우 첫 번째 패스의 용접 그대로 영역(그림 중 ①영역)과 재가열영역(②영역) 그리고 두 번째 패스의 용접 그대로 영역(③영역)과 재가열영역(④영역)을 나타낸다. 전체 노치길이 중 재가열영역이 차지하는 비율은 약 15%이다. 한편 2.4kJ/mm 용접금속의 경우 첫 번째 패스의 용접 그대로 영역(①영역)과 재가열영역(②영역)을 나타낸다. 이 경우 전체 노치길이 중 재가열영역의 길이가 차지하는 비율은 약 35%이다.

앞서 설명한바와 같이 재가열영역은 오스테나이트 비율이 증가하며 크기도 미세하여 용접 그대로 영역에 비하여 충격인성이 높을 것이다. 따라서 2.4kJ/mm 용접금속의 충격인성이 높은 이유는 노치위치에서 이러한 재가열영역이 차지하는 비율이 높은 것이 하나의 원인으로 판단된다. 이러한 점을 확인하기 위하여 열싸이클 재현장치를 사용하여 용접금속을 재가열한 후 충격시험을 하였다. 실험방법에서 설명한 것처럼 단층용접금속을 만든 후 용접금속부가 중앙에 오도록 열싸이클재현시편을 채취하여 열싸이클을 가하였다. 가열속도 150°C/s로 $\delta+\gamma$ 구역인 1200°C로 가열하여 1초간 유지한 후 7초와 35초만에 800°C까지 냉각하였다. 먼저 열싸이클을 가하지 않은 용접 그대로의 상태와 7초와 35초로 열싸이클을 행한 후의 오스테나이트 비율을 측정하면 각각 77, 81, 83%를 나타내었다. 이러한 결과는 앞서

Fig. 9 Optical microstructures of weld metals at the notch location. (a) 1.5kJ/mm; (b) 2.4kJ/mm

실제 용접금속에서 후속패스에 의하여 용접금속이 재가열되면 오스테나이트가 증가한다는 사실과 일치한다. 이러한 열싸이클 시편으로부터 두께 2.5mm 서브사이즈 충격시편을 가공한 후 -46°C에서 충격시험한 결과를 Table 5에 나타내었다. 열싸이클을 가하지 않은 용접 그대로, 7초로 냉각, 그리고 35초로 냉각한 경우 평균흡수에너지는 17.0J, 18.4J, 19.0J이다. 이러한 값들을 Schubert가(Schubert et al., 1995) 제안한 방법에 따라 두께 10mm의 표준시편에서의 값으로 환산하면 68.0J, 73.6J, 76.0J이다. 따라서 용접금속이 재가열 되면 용접 그대로의 상태보다 충격인성이 향상됨을 다시 확인할 수 있다.

4. 결 론

25%Cr SDSS를 입열량 1.5kJ/mm와 2.4kJ/mm로 다층용접한

Table 4 Impact test results of multipass weld metals

Heat input (kJ/mm)	Impact absorbed energy (J)
1.5	13.8, 8.4, 14.2 (12.1)
2.4	20.9, 13.1, 25.4 (19.8)

Table 5 Impact test results of single pass weld metals after thermal cycle

Δt 1200/800 (s)	Impact absorbed energy (J)
as-welded	19.4, 14.9, 16.8 (17.0)
7	19.0, 17.5, 18.6 (18.4)
35	20.1, 18.7, 18.3 (19.0)

여 후속 패스에 의한 용접금속 재가열영역의 조직변화와 그에 따른 용접금속 충격인성 변화에 대하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 다층용접에서 용접금속이 재가열되면 재가열되는 온도에 따라 용접 그대로 상태와 다른 조직을 나타내었다. 페라이트와 오스테나이트 2상영역으로 가열되는 경우에는 주상정 형태를 유지하며 입내 혹은 입계에서 괴상 혹은 침상의 미세한 오스테나이트를 나타내는 반면, 페라이트 용해도곡선 이상으로 가열되는 경우에는 주상정 형태는 대부분 소실되고 비교적 등축의 오스테나이트와 페라이트를 나타내었다.

2) 재가열영역에서 페라이트와 오스테나이트 비율은 약 15%와 85%로 21%와 79%인 용접 그대로 상태와 비교하여 페라이트는 감소하고 오스테나이트는 증가하였다.

3) 입열량 2.4kJ/mm 용접금속은 1.5kJ/mm 용접금속에 비하여 입열량이 높음에도 불구하고 충격인성이 7.7J 높았다. 이러한 원인은 오스테나이트 비율이 높고 크기가 미세하여 인성이 우수한 재가열영역이 차지하는 비율이 전체 노치길이에서 상대적으로 높기 때문이다.

참 고 문 헌

- Atamert, S., Reed, R.C., King, J.E., 1991. Modelling of Multi-pass Duplex Stainless Steel Weld Deposit Microstructures, *Proc. Duplex Stainless Steels* 91, 1, 393-402.
- Atamert, S., King, J.E., Reed, R.C., 1992. Reheated Regions in Duplex Stainless Weldments, *Proc. International Trends in Welding Science and Technology*, 241-245.
- Bonnefois, B., Charles, J., Dupouiron, F., Soullignac, P., 1991. How to Predict Welding Properties of Duplex Stainless Steels?, *Proc. Duplex Stainless Steels* 91, 1, 347-361.
- Calliari, I., Zanesco, M., Ramous, E., 2006. Influence of Isothermal Aging on Secondary Phases Precipitation and Toughness of a Duplex Stainless Steel SAF 2205, *Journal of Materials Science*, 41, 7643-7649.
- Gooch, T.G., 1983. Weldability of Duplex Ferritic-Austenitic Stainless Steels, *Proc. Duplex Stainless Steels*, 573-602.
- Gooch, T.G., 1991. Corrosion Resistance of Welds in Duplex Stainless Steels, *Proc. Duplex Stainless Steels* 91, 1, 325-335.
- Gunn, R.N., 1997a. Duplex Stainless Steels, Abington publishing, Cambridge, 24.
- Gunn, R.N., 1997b. Duplex Stainless Steels, Abington publishing, Cambridge, 135.
- Kotecki, D.J., 1997. Ferrite Determination in Stainless Steel Welds - Advances since 1974, *Welding Journal*, 76, 24s-37s.
- Nakade, K., Ohe, K., Kuroda, T., 2001. Precipitation Behavior of σ Phase for Reheated Duplex Stainless Steel Weld Metal, *Journal of the Japan Welding Society*, 19(1), 92-99.
- Noble, D.N., Gooch, T.G., 1986. Factors Controlling the Ferrite/Austenite Balance in Arc Welded 22Cr/5Ni/2.5Mo/N Duplex Stainless Steel, *The Welding Institute Report*. No 321/1986.
- Schubert, L.E., Kumar, A.S., Rosinski, S.T., Hamilton, M.L., 1995. Effect of Specimen Size on the Impact Properties of Neutron Irradiated A533B Steel, *Journal of Nuclear Materials*, 225, 231-237.
- Stekly, J.J.K., Scandella, J.-L., Salmon, K.A., 1991. Effects of Welding Techniques on the Properties of Super Duplex Stainless Steels, *Proc. Duplex Stainless Steels* 91, 1, 431-439.
- Zucato, I., Moreira, M.C., Machado, I.F., Lebrão, S.M.G., 2002. Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850°C, *Materials Research*, 5(3), 385-413.