

## Comparison of alloying concepts for Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables

L. Karlsson<sup>1</sup>, L. Mráz<sup>2</sup>, H. K. D. H. Bhadeshia<sup>3</sup> and A. A. Shirzadi<sup>4</sup>

<sup>1</sup> ESAB AB, Göteborg, Sweden

<sup>2</sup> Welding Research Institute – Industrial Institute SR, Bratislava, Slovakia

<sup>3</sup> University of Cambridge, Materials Science and Metallurgy, Cambridge, UK

<sup>4</sup> The Open University, Materials Engineering, Milton Keynes, UK

### Abstract

Fatigue cracks often initiate at welds as a consequence of large residual stresses and changes in geometry acting as stress concentrators. A concept showing promise in improving the fatigue life of welded components is the use of so called Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables. These reduce the accumulation of residual stresses in welded joints by exploiting transformation plasticity to compensate for thermal contraction. This in turn enhances fatigue life. Three LTT alloys, based on different combinations of mainly Ni and Cr to produce low martensite-start ( $M_s$ ) temperatures, have been studied. Fatigue testing showed similar results with a significant increase in fatigue strength for fillet and butt weld configurations for all three compositions. There was a pronounced interdependence between a lower transformation temperature, lower residual stresses and improved fatigue strength. The LTT effect was clearly related to the weld metal transformation temperature rather than the alloying concept *per se*. Dilution was an important factor in single-pass applications with  $M_s$  temperatures increasing by up to 70°C compared to the corresponding all-weld metals.

A 13Cr 6Ni alloy was identified as the most promising LTT-alloy considering not only fatigue performance but also aspects such as safety against hot and cold cracking, strength, toughness and ductility. This alloy is crack safe thanks to its ferritic solidification and as a bonus offers some corrosion resistance. Further optimisation is needed, though, to compensate for dilution effects in single-pass applications.

# 1. Introduction

The fatigue strength of unwelded components increases with that of the material but is more or less independent of strength for a welded component [1]. In the absence of weld imperfections, there are two main reasons for the deleterious effect of welds on fatigue resistance. Firstly, a weld inevitably introduces a change in geometry and consequently a stress concentration, typically at the root or the weld toe. The weld profile can be improved by re-melting or grinding to reduce the stress concentration factor [1]. However, in many cases it is not possible to completely eliminate the geometrical effect of a weld. Secondly, welding introduces tensile residual stresses as the liquid metal filling a joint solidifies and contracts. These stresses are significant and often of the order of the yield strength. Often the presence of residual stresses is handled by reducing design stresses. Another approach is to conduct a post weld heat treatment to reduce the stress level or to introduce surface compressive stresses by locally deforming the surface by e.g. shot- or hammer-peening [1]. Stresses can also be redistributed by plastic deformation, i.e. overloading, of a construction. All these techniques are efficient in increasing fatigue life but require additional work after welding.

A concept showing promise in improving fatigue life of welded components, that has attracted interest during recent years, is the use of so called Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables [2-16]. These modify the residual stresses at welds and can even replace the large tensile stresses normally found with compressive stresses. Typical high strength steel welding consumable compositions have transformation temperatures around 400-600°C whereas LTT-consumables are formulated to produce mainly martensite with an  $M_s$  temperature in the range of about 150-250°C. The mechanism relies on the solid state transformation of the weld metal at a sufficiently low temperature combining three effects to cancel or reduce any strain due to thermal contraction [17]:

- 1) since the thermal expansion coefficient of austenite is greater than that of ferrite the volume expansion due to transformation is larger at lower temperatures, allowing a greater compensation of the accumulated thermal contraction strain.
- 2) If transformation is completed much before ambient temperature is reached, then it is the ferrite that contracts on cooling. Ferrite has higher yield strength than austenite (at low temperature) and hence there is a lesser compensation of contraction strain by plastic relaxation.
- 3) When transformation occurs at low temperatures there is a greater accumulation of stress before the low transformation temperature is reached. This leads to a greater bias in the microstructure in constrained specimens, making the shear strain more effective in counteracting thermal contraction.

Several LTT alloying concepts using various combinations of mainly Ni, Cr and Mn producing a low  $M_s$  temperature have been suggested and tried the last decade [2-16, 18]. Fatigue testing has mostly shown promising results with increase in fatigue life of often 25 times or more and increased fatigue strengths of 50 % or more. However, an often overlooked aspect in design of LTT consumables is how to combine the desired low transformation temperature with appropriate weld metal strength, toughness and safety against hot and cold cracking.

The present paper will give examples for three significantly different LTT alloying compositions presenting results from earlier and ongoing studies. Fatigue properties are correlated to residual stress levels at critical locations as well as calculated  $M_s$  temperatures. Finally the advantages and disadvantages of various alloying concepts are discussed both in terms of effects on fatigue properties and in terms of weld metal properties and weldability.

## 2. Experimental

Fatigue specimens were produced from 800 MPa yield high strength steel. Three types of LTT-consumables, two types of high strength reference consumables and two specimen geometries were welded and tested in 10 different combinations.

### 2.1 Base material and welding consumables

Material from two batches of 8 mm thick plate material of a 800 MPa yield high strength steel (Weldox 700) was used for fatigue test specimens. Compositions and mechanical properties of the steels are given in Tables 1 and 2, respectively. Plates were used in the as received shot blast condition.

**Table 1 Chemical composition of steels (wt%).**

Steel	Element														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N
<b>Weldox 700 MCW welds</b>	.13	.30	1.18	.011	.003	.27	.04	.13	.007	.013	.01	.041	.022	.001	.004
<b>Weldox 700 MMA weld</b>	.14	.29	.99	.009	.001	.37	.04	.015	.049	.016	.006	.006	.021	.001	.004

**Table 2 Steel mechanical properties.**

Steel	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]
<b>Weldox 700/ MCW welds</b>	817	852	15.5
<b>Weldox 700/ MMA weld</b>	805	835	15

Three experimental metal-cored wires (MCW) with different alloying concepts but all designed to have a low M<sub>s</sub> temperature and hence provide an LTT-effect were used. Consumable LTT-C was originally designed for welding of stainless steels, hence the higher Cr-content [18]. One conventional high strength metal-cored wire and one high strength manual metal arc (MMA) covered electrode type were included in the test as reference consumables. Typical all-weld metal compositions and properties can be found in Tables 3 and 4.

**Table 3 All-weld metal composition of consumables (wt%).**

Welding consumable		Element									
Name	Designation	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	O	N
Experimental metal-cored wires	LTT-A	0.022	0.28	1.26	0.004	0.007	8.5	8.9	0.03	0.025	0.004
	LTT-B	0.048	0.60	0.53	0.005	0.005	1.0	12.5	0.39	0.029	0.008
	LTT-C	0.014	0.70	1.27	0.009	0.005	13.4	6.1	0.07	0.016	0.024
OK Tubrod14.03*	MAG	0.070	0.6	1.7	n.a.	n.a.	0	2.3	0.6	n.a.	n.a.
OK 75.78	MMA	0.047	0.31	2.03	0.006	0.006	0.43	3.0	0.60	0.029	0.014

\*nominal composition

**Table 4 Typical all-weld metal mechanical properties.**

Welding consumable		R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Impact toughness at -40°C [J]
Name	Designation				
Experimental metal-cored wires	LTT-A	498	1144	8	25
	LTT-B	888	997	11	35
	LTT-C	736	1127	13	49
OK Tubrod14.03*	MAG	760	840	23	70
OK 75.78	MMA	967	999	18	72

\*typical values

## 2.2 Welding of fatigue test specimens

Altogether 7 sets of cruciform and 3 sets of butt test welds consisting of 11-12 specimens each were produced. Weld designations and welding details are presented in Table 5.

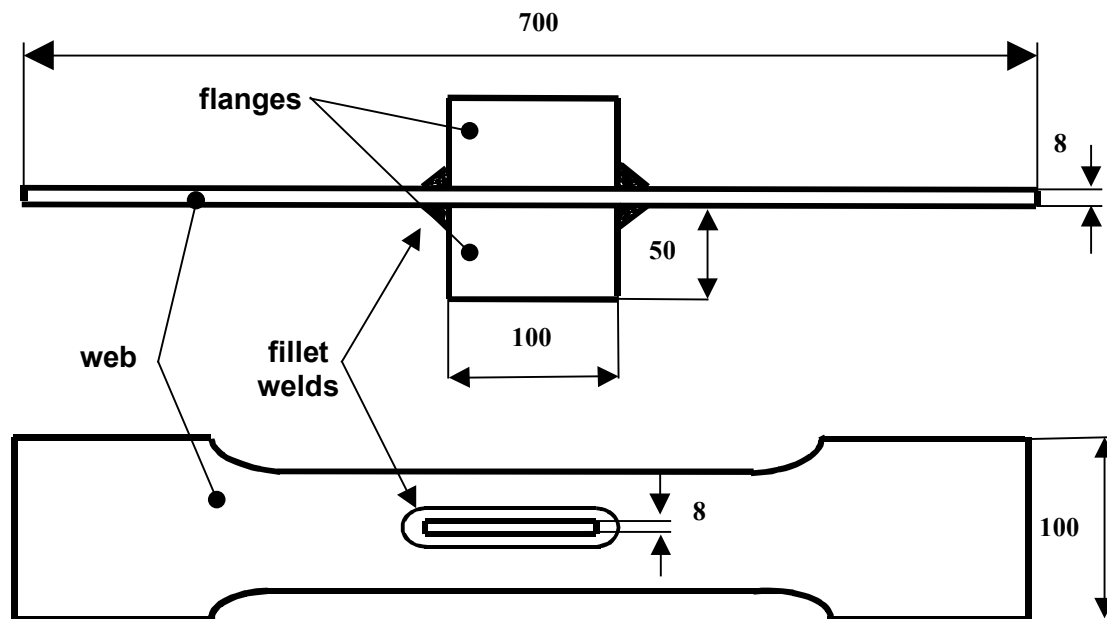
Dimension and the configuration of cruciform test welds is shown in Figure 1. Welding was done horizontally in position PB aiming for a final throat thickness of approximately 4 mm. Metal-cored wires were welded with Ar+2%CO<sub>2</sub> shielding gas at a gas flow of 20 l/min.

Correct positioning of flanges on the web was ensured by tack welding. Each corner was then welded individually making sure start and stop was located as close as possible to the centre of the flange (Figure 2). Welds were numbered consecutively with welds 1 and 2 on the first welded side and welds 3 and 4 on the second side opposite to welds 1 and 2, respectively. Most welds were deposited in a single layer except for series F-C2 and F-MAG2 that were welded in two thinner layers.

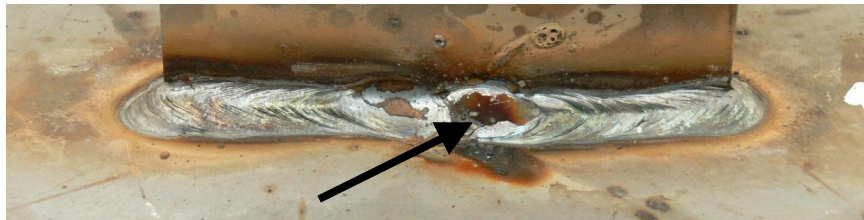
**Table 5 Welding consumables and welding details.**

Weld Series No.	Welding consumable	Ø (mm)	Preheat (°C)	Interpass temperature (°C)	I (A)	U (V)	V (mm/s)	Heat input (kJ/mm)
Cruciform fillet welds								
F-A1	LTT-A	1.4	100	100-125	240	24.8	5.0	1.2
F-B1	LTT-B	1.4	100	100-125	270	24	6.4	1.0
F-C1	LTT-C 1 layer	1.4	100	100-125	285	23.9	6.5	1.0
F-C2	LTT-C 2 layer	1.4	100	100-125	280/ 260	23.9/ 24.3	10/ 6.7	0.7/ 0.9
F-MAG1	MAG 1 layer	1.2	100	100-125	240	23.5	5.1	1.1
F-MAG2	MAG 2 layer	1.2	100	100-125	250/ 260	20.5/ 23.5	8.9/ 5.6	0.6/ 1.1
F-MMA1	MMA	4.0	100	100-125	172	25.1	2.91	1.5
Butt welds								
B-A	LTT-A	1.4	100	100-125	310	24.5	5.8	1.3
B-C	LTT-C	1.4	100	100-125	300	25	6.2	1.2
B-MAG	MAG	1.2	100	100-125	215	19	5.0	0.8

Consumables LTT-A and LTT-B did show some tendency to hot cracking in high restraint conditions. However, this could be kept under control by selection of welding parameters and welding technique and no cracks were detected in any of the fatigue specimens.



**Figure 1** Cruciform type fatigue test specimen.



**Figure 2** Detail of cruciform type specimen showing start/stop location (arrow) well away from corners.

Butt weld specimens were produced by joining two 8×100×350 mm plates in a double V-joint, with a 60° included angle and 2 mm land with one pass from each side. Welding was done horizontally in position PA. The same shielding gas and gas flow were used as for cruciform specimens.

### 2.3 Fatigue testing

Fatigue testing was done by applying a constant amplitude sinusoidal tensile load in the longitudinal direction (with applied stress normal to fillet weld at corner of flanges), with a frequency of 29 to 40 Hz at a stress ratio  $R = 0.1$  (ratio of minimum to maximum load). Typically

10 specimens were tested for each test series and the amplitude was varied in order to produce S-N curves and to estimate fatigue strength at 2 million load cycles.

## 2.4 Residual stress measurements

Surface residual stress was measured using the X-ray  $\sin^2 \Psi$  method for a selection of fillet welded cruciform type specimens [6]. An XSTRESS 3000 X-ray Stress Analyzer, with Cr-K $\alpha$  radiation and varying  $\Psi$ -angles between  $-45^\circ$  and  $+45^\circ$  was used to estimate the longitudinal stress. The stress was measured at the last welded corner along the centreline of the flanges at 1- 40 mm from the weld toe.

## 2.5 Chemical analysis

The composition of fillet and butt welds will differ from the all-weld metal composition characteristic of each welding consumable due to dilution with fused parent material. Samples of weld metal were therefore analysed using a Spectro Lab S optical emission spectrometer and Leco combustion equipment (Model EF500 for C and S and model TC – 436 DR for N and O).

## 3. Results

### 3.1 Weld metal chemical analysis

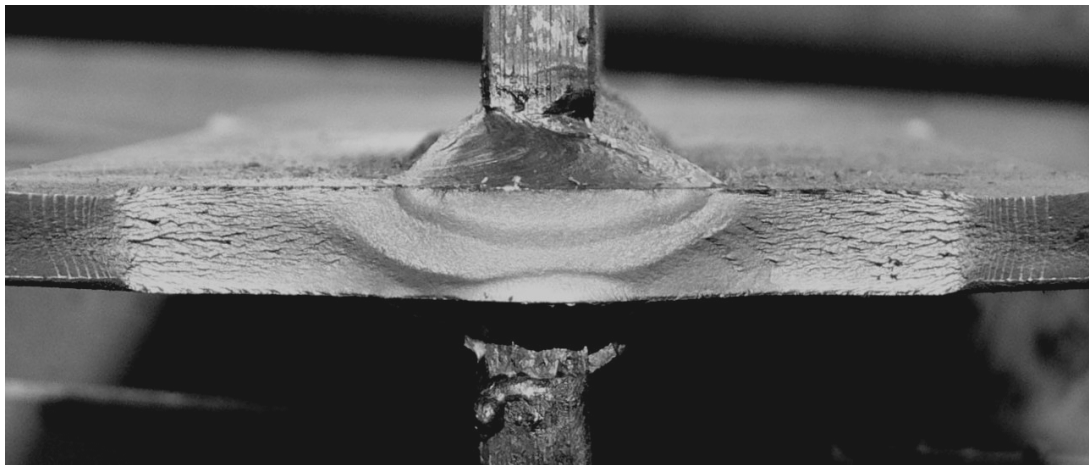
The alloying content of fillet and butt welds (Table 6) was as expected significantly lower than that of all-weld metals (Table 3). The dilution level varied between about 25-35% for single-pass welds and was approximately 11% for the two-pass weld F-C2.

**Table 6 Compositions of tested welds (wt%).**

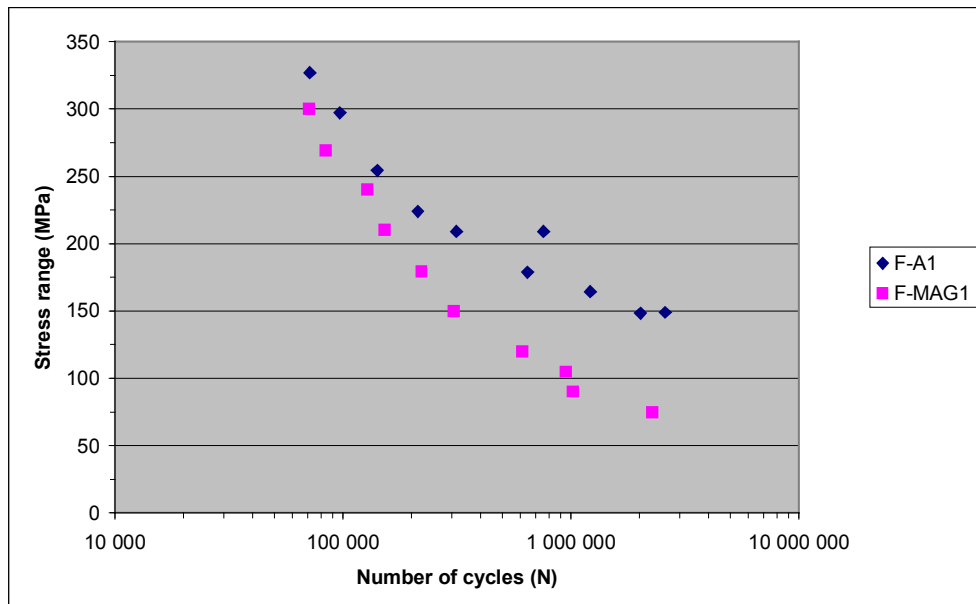
Weld series No.	Welding consumable	Element									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	O	N
Cruciform fillet welds											
F-A1	LTT-A	0.089	0.29	1.26	0.010	0.004	5.7	5.3	0.01	0.014	0.006
F-B1	LTT-B	0.070	0.51	0.72	0.011	0.005	0.69	8.2	0.38	0.016	0.003
F-C1	LTT-C 1 layer	0.066	0.66	1.29	0.010	0.004	10.0	5.0	0.05	0.015	0.007
F-C2	LTT-C 2 layer	0.037	0.68	1.29	0.010	0.005	11.9	5.6	0.03	0.018	0.008
F-MAG1	MAG 1 layer	0.096	0.62	1.88	0.008	0.011	0.04	2.2	0.54	0.030	0.004
F-MAG2	MAG 2 layer	0.099	0.65	1.90	0.007	0.013	0.06	2.0	0.64	0.030	0.004
F-MMA1	MMA	0.075	0.32	1.98	0.007	0.004	0.47	2.5	0.53	0.029	0.010
Butt welds											
B-A	LTT-A	0.079	1.22	0.3	0.009	0.003	6.4	5.9	0.039	0.015	0.006
B-C	LTT-C	0.055	1.22	0.61	0.009	0.004	8.8	4.0	0.081	0.011	0.009
B-MAG	MAG	0.12	1.79	0.54	0.009	0.008	0.088	1.7	0.50	0.029	0.004

### 3.2 Fatigue test results

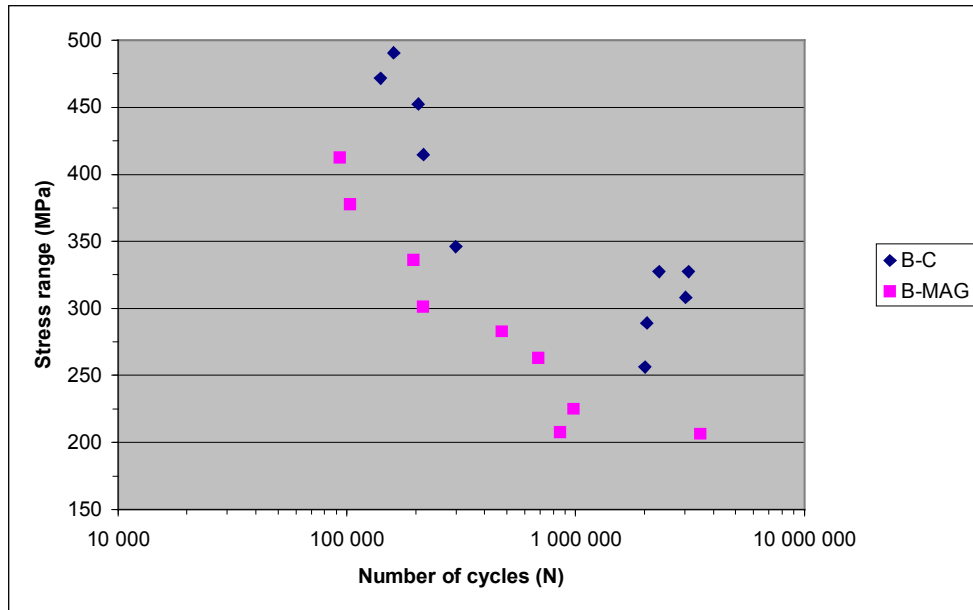
Fracture in all cases initiated at the weld toes at corners (see Figure 3) and propagated through the base material in the web. Fatigue life was similar for all consumables at high load levels but significantly longer for LTT consumables at lower loads. The difference was approximately a factor of two in terms of fatigue strength at 2 million cycles for fillet welds. The scatter was larger for butt welds but an increase of fatigue strength of up to about 60% was recorded. Representative examples are presented for cruciform welds in Figure 4 and for butt welds in Figure 5. As expected for methods decreasing the residual stresses but leaving geometry unaffected there was little difference in fatigue life for larger loads but a significant effect for lower stresses.



**Figure 3** Typical appearance of fatigue fracture in cruciform type specimens. Fracture always initiated at the weld toe and propagated through the base material in the web.



**Figure 4** Examples of fatigue test results for fillet welded cruciform type specimens. The figure shows result for single pass welds with LTT-A (series F-A1) and standard high strength metal-cored wires (F-MAG1).



**Figure 5** Fatigue test results for butt weld specimens produced with LTT-C (series B-C) and standard high strength metal-cored wires (series B-MAG).

A characteristic fatigue strength at 2 million cycles was estimated from fatigue data. The number of cycles (N) was treated as the independent parameter in the logarithmic version of the equation ( $N = C/\Delta\sigma^m$ ) commonly used to describe the relation between fatigue life and fatigue strength [1]:

$$\log N = \log C - m \cdot \log(\Delta\sigma) \quad (C \text{ and } m \text{ are constants and } \Delta\sigma \text{ the stress range}).$$

A line was then fitted using the least square technique and the estimated fatigue strength at 2 million cycles calculated.

**Table 7** Fatigue test results

Weld Series No.	Welding consumable	Constants in fatigue life equation ( $N = C/\Delta\sigma^m$ )		Estimated $\Delta\sigma$ at 2 million cycles (MPa)
		C	m	
Cruciform fillet welds				
F-A1	LTT-A	$1.5 \cdot 10^{15}$	4.5	148
F-B1	LTT-B	$4.9 \cdot 10^{16}$	4.8	150
F-C1	LTT-C 1 layer	$1.1 \cdot 10^{14}$	3.7	117
F-C2	LTT-C 2 layer	$5.2 \cdot 10^{15}$	4.4	137
F-MAG1	MAG 1 layer	$6.6 \cdot 10^{10}$	2.4	74
F-MAG2	MAG 2 layer	$4.0 \cdot 10^{11}$	2.8	78
F-MMA1	MMA	$7.5 \cdot 10^{11}$	2.8	101
Butt welds				
B-A	LTT-A	$1.0 \cdot 10^{26}$	8.1	263
B-C	LTT-C	$2.6 \cdot 10^{19}$	5.3	295
B-MAG	MAG	$8.3 \cdot 10^{15}$	4.2	187



### 3.3 Residual stresses

Welding introduced tensile residual stresses near the fillet welds regardless of which consumable was used. However, stresses were significantly lower at 3, 2 and in particular 1 mm from the weld toe when using LTT consumables (Table 8).

**Table 8** Longitudinal surface residual stresses (MPa) near the last welded corner of cruciform type specimens. Stresses were measured along the centreline of the flange at 1- 40 mm from the weld toe.

Weld Series No.	Welding consumable	Distance from weld toe (mm)						
		1	2	3	5	8	20	40
F-A1	LTT-A	105	139	111	-21	-188	-303	-382
F-B1	LTT-B	75	116	73	-70	-155	-370	-385
F-C1	LTT-C 1 layer	88	110	85	-17	-115	-277	-349
F-C2	LTT-C 2 layer	116	149	105	-53	-191	-352	-399
F-MAG1	MAG 1 layer	302	273	198	72	-121	-302	-367
F-MAG2	MAG 2 layer	261	228	138	-22	-160	-284	-372

Stresses were also lower at 1 mm compared to 2 mm from the weld toe for LTT welds (F-A1, F-B1, F-C1 and F-C2) whereas the trend was the opposite for the conventional high strength filler (F-MAG1 and F-MAG2) (Figure 6). Extrapolation of trends therefore suggests an even larger difference in stresses at the weld toe.

## 4. Discussion

### 4.1 Transformation temperatures

Martensite and bainite transformation temperatures are important as the LTT concept relies on modifying the residual stresses by a solid state transformation of the weld metal at a sufficiently low temperature. Typically consumables are designed to deposit weld metals giving mainly martensite with an  $M_s$  temperature in the range of about 150-250°C.

Transformation temperatures of all-weld metals and fillet and butt welds on fatigue specimens were calculated from weld metal compositions (Tables 3 and 6). Martensite transformation start temperatures were calculated using MTDATA [19] as described in [18, 20-24]. The  $M_s$  temperature is estimated by calculating when the free energy change for austenite to change into ferrite of the same composition equals a critical value. For comparison also standard empirical formulas [25] were used for bainite and martensite start temperatures.

As can be seen from Table 9 there is a reasonable agreement between martensite start temperatures calculated with empirical formulas and the more fundamental approach based on thermodynamics. It can also be seen that bainite rather than martensite is expected to form with the conventional high strength consumables. The highest of  $B_s$  and  $M_s$  calculated with MTDATA were used for further comparisons except for the butt welds were instead the highest temperature calculated with the empirical formulas was used.

**Table 9 Predicted transformation temperatures.**

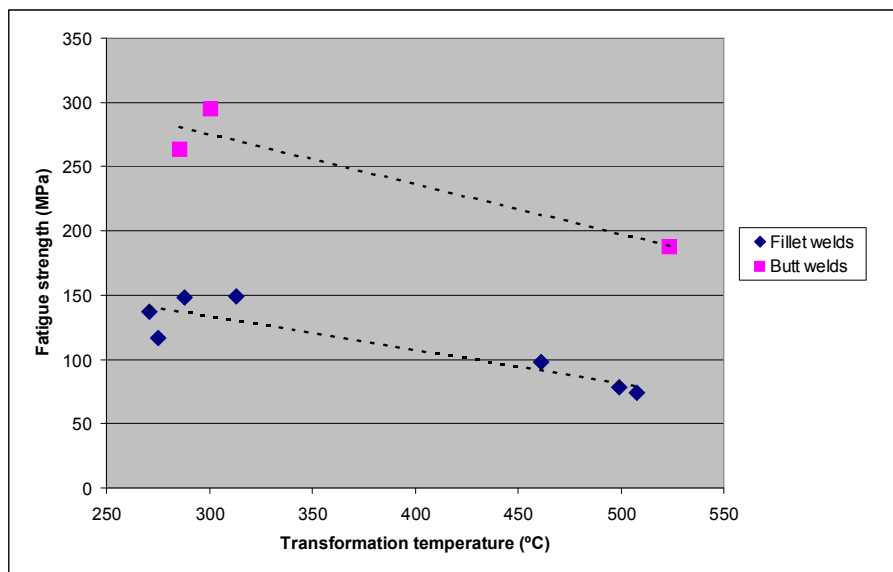
Name of consumable or weld series	Consumable	M <sub>s</sub> *	B <sub>s</sub> **	M <sub>s</sub> calculated with MTDATA
All-weld metals				
Experimental metal-cored wires	LTT-A	232	-	240
	LTT-B	267	-	241
	LTT-C	224	-	268
OK Tubrod14.03	MAG	413	523	396
OK 75.78	MMA	394	443	381
Cruciform fillet welds				
F-A1	LTT-A	300	-	288
F-B1	LTT-B	330	-	313
F-C1	LTT-C 1 layer	262	-	275
F-C2	LTT-C 2 layer	241	-	271
F-MAG1	MAG 1 layer	399	508	378
F-MAG2	MAG 2 layer	397	499	376
F-MMA1	MMA	392	461	376
Butt welds				
B-A	LTT-A	286	-	not calculated
B-C	LTT-C	301	-	not calculated
B-MAG	MAG	398	524	not calculated

\*M<sub>s</sub>= 539-423C-30.4Mn-17.7Ni-12.1Cr-7.5Mo [25]

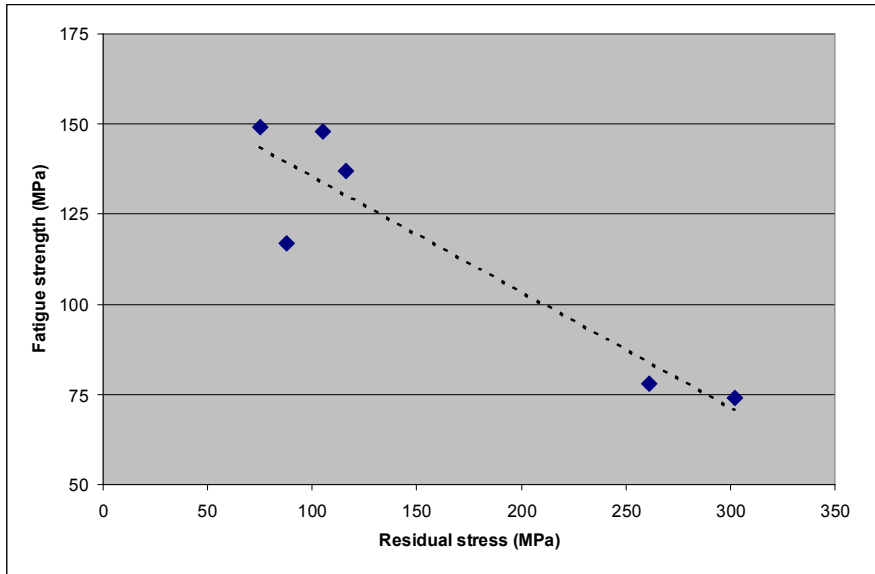
\*\*B<sub>s</sub>= 830-270C-90Mn-37Ni-70Cr-83Mo [25]

#### 4.2 Residual stresses, transformation temperatures and fatigue strength

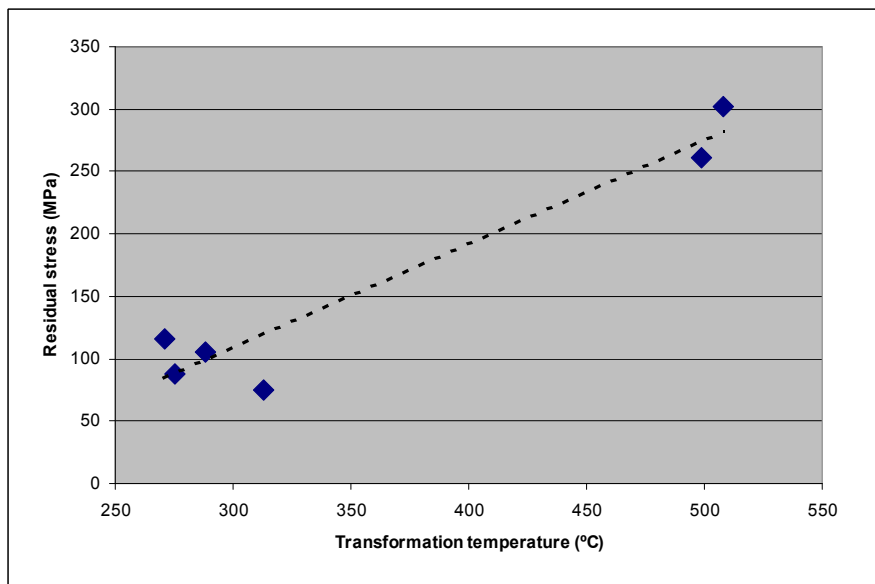
Figures 6 – 8 summarise the interdependence of transformation temperature, residual stress and fatigue strength. The LTT effect on residual stress and fatigue strength is very clear. It can be noted that even though compressive stresses are desirable also a decrease in tensile stresses is effective in improving fatigue strength.



**Figure 6** Correlation between transformation temperatures and fatigue strength.



**Figure 7** Fatigue strength and residual stress at 1 mm from the weld toe of fillet welds.



**Figure 8** Residual stress at 1 mm from the weld toe of fillet welds and fatigue strength.

Dilution is clearly a significant factor when using LTT consumables in single-pass applications. Transformation temperatures of single pass welds were up to 70°C higher compared to the corresponding all-weld metals depending on method of calculating  $M_s$  (Table 9). Consequently the LTT effect is expected to be smaller than for a fully optimised weld metal composition giving a lower  $M_s$  temperature. The better fatigue performance of the two-layer weld F-C2 compared to the single-pass weld F-C1 is in line with expectation as dilution becomes smaller and hence  $M_s$  lower.

### 4.3 Selection of LTT alloying concept

A number of LTT alloying concepts producing a low  $M_s$  temperature and promising fatigue properties have been suggested and tried [2-16, 18]. However, in designing an optimised LTT welding consumable it is necessary to consider not only fatigue performance but also other aspects such as safety against hot and cold cracking, strength, toughness, ductility and sometimes corrosion resistance [18].

All three LTT alloying concepts A-C (Table 3) delivered similar improvement in fatigue strength compared to conventional high strength consumables (Table 7). The LTT effect was clearly related to the weld metal transformation temperature rather than alloying concept. Considering mechanical properties (Table 4) alloy B and C have yield strengths similar to or higher than the base material whereas the yield strength of alloy A was significantly lower. Alloy A have, on the other hand, together with alloy C the highest tensile strength. Of the three compositions alloy C has the best ductility and the highest impact strength. Based on mechanical properties alloy C seems to offer the best combination of strength, toughness and ductility. It should be kept in mind though that properties reported in Table 4 refer to all-weld metal properties and will therefore differ from those of actual welds as dilution with base material affects composition.

Hot cracking could potentially be an issue when using primarily Ni as an alloying element to suppress  $M_s$  as this will shift the weld metal into austenitic solidification [26-28]. Alloys A and B, expected to solidify as austenite, did indeed show some tendency to hot cracking although this could be controlled by adjusting the welding procedure. Alloy C, solidifying as ferrite, did on the other hand resist hot cracking tendencies. No cold cracking was observed but it is expected that alloy C would also be the least susceptible due to its low C-content and thereby lower hardness.

As discussed in reference [18] an additional benefit of composition C is that it will provide reasonable corrosion resistance due to its higher Cr-content. This composition could therefore be an option where there is a need to reduce residual stresses in welding of stainless steels.

Altogether alloy C seem to be the most promising by offering a combination of good mechanical properties, safety against cracking, an LTT-effect and as a bonus some corrosion resistance. It is clear though that further optimisation is needed to compensate for dilution effects when welding single-pass welds in lean steels.

### 4.4 Concluding remarks

The potential of the LTT concept to increase fatigue life has been proven theoretically and in laboratory tests. It has the advantages of being a "one-shot" method, i.e. no further treatment is required after welding, and as an extra bonus reduces deformation and risk of cold cracking [11, 18, 29]. However, to make it a success story there is still a step to take from laboratory tests to real life applications. It remains, as discussed above, to define suitable LTT-alloys that not only modify the stress distribution but also provide required static strength and useful impact toughness. Effects of multi-pass welding, dilution with parent material and spectrum loads on resulting fatigue properties also needs to be studied further.

## 5. Conclusions

Three LTT-alloys, based on different alloying concepts, and two conventional high strength steel welding consumables have been used to produce fatigue test specimens. These were fatigue tested, weld metal compositions were determined and residual stresses at critical locations were measured. Transformation temperatures were then calculated and correlated to stresses and fatigue performance.

- Fatigue testing showed similar results for all three LTT-compositions. Fatigue strength at 2 million cycles was increased with approximately a factor of 2 for fillet welds and up to 60% for butt welds compared to tests with conventional high strength consumables.
- Weld metal compositions giving lower transformation temperatures consistently resulted in lower residual stresses at welds and improved fatigue strength.
- The LTT effect was clearly related to the weld metal transformation temperature rather than alloying concept.
- A 13Cr 6Ni alloy was identified as the most promising LTT consumable candidate. This alloy provides appropriate weld metal strength, toughness and ductility, it is crack safe thanks to its ferritic solidification and as a bonus has reasonable corrosion resistance.
- Further optimisation of consumable composition is needed to compensate for dilution effects in single-pass applications to maximise the LTT effect.

## Acknowledgements

We are grateful to Karl Johansson (ESAB AB, Sweden) for skilful welding of fatigue test specimens and also thank Håkan Arcini and Eva-Lena Berguist (ESAB AB, Sweden) for their technical support with the metallography and mechanical tests.

## References

1. A. Hobbacher, 'Recommendations for fatigue design of welded joints and components', IIW document XIII-2151-07/XV-1254-07
2. W. K. C. Jones and P. J. Alberry: 'A model for stress accumulation in steels during welding', *Met. Technol.*, 1977, 11, 557–566.
3. A. Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda, K. Hiraoka and T. Nakamura: 'Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal', *Int. J. Fatig.*, 1999, 21, S113–S118.
4. A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, C. Shiga, S. Nishijima, Y. Maeda, N. Suzuki and T. Kubo: 'Fatigue strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material', *Weld. World*, 1999, 43, 38–42.
5. A. Ohta, N. Suzuki, and Y. Maeda: in 'Properties of complex inorganic solids 2', (ed. A. Meike), 401–408; 2000, New York, Kluwer Academic/Plenum Publishers.
6. P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: 'Residual stress part 1 – measurement techniques', *Mater. Sci. Technol.*, 2001, 17, 355–365.
7. P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: 'Residual stress part 2 – nature and origins', *Mater. Sci. Technol.*, 2001, 17, 366–375.

8. A. Ohta, K. Matsuoka, N. T. Nguyen, Y. Maeda and N. Suzuki: 'Fatigue strength improvement of lap welded joints of thin steel plate using low transformation temperature welding wire', *Weld. J. Res. Suppl.*, 2003, 82, 77s–83s.
9. J. Eckerlid, T. Nilsson and L. Karlsson: 'Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2003, 8, 353–359.
10. H. Lixing, W. Dongpo, W. Wenxian and Y. Tainjin: 'Ultrasonic peening and low transformation temperature electrodes used for improving the fatigue strength of welded joints', *Weld. World*, 2004, 48, 34–39.
11. S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Yauda and K. Amano: 'Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2007, 12, 516–522.
12. J. A. Francis, H. J. Stone, S. Kundu, R. B. Rogge, H. K. D. H. Bhadeshia, P. J. Withers and L. Karlsson: 'Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels', *Proc. PVP 2007*, 1–8; 2007, San Antonio, TX, ASME.
13. Ph. P. Darcis, H. Katsumoto, M. C. Payares-Asprino, S. Liu and T. A. Siewert: 'Cruciform fillet welded joint fatigue strength improvements by weld metal phase transformations', *Fatig. Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2008, 31, 125–136.
14. M. C. Payares-Asprino, H. Katsumoto and S. Liu: 'Effect of martensite start and finish temperature on residual stress development in structural steel welds', *Weld. J., Res. Suppl.*, 2008, 87, 279s–289s.
15. H. Dai, J. A. Francis, H. J. Stone, H. K. D. H. Bhadeshia and P. J. Withers: 'Characterising phase transformations and their effects on ferritic weld residual stresses with X-rays and neutrons', *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, 39A, 3070–3078.
16. Y. Mikami, Y. Morikage, M. Mochizuki and M. Toyoda: 'Angular distortion of fillet welded T joint using low transformation temperature welding wire', *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2009, 14, 97–105.
17. H. K. D. H. Bhadeshia, J. A. Francis, H. J. Stone, S. Kundu, R. B. Rogge, P. J. Withers and L. Karlsson: 'Transformation Plasticity in Steel Weld Metals', *Proc. 10th Int. Aachen Welding Conference*, 22-25 October, 2007, Aachen, Germany.
18. A. Shirzadi, H. K. D. H. Bhadeshia, L. Karlsson and P. J. Withers: 'Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses', *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14, No. 6, 2009, pp. 559-565.
19. NPL MTDATA Software, National Physical Laboratory, Teddington, UK, 2006.
20. L. Kaufman and M. Cohen: 'Thermodynamics and kinetics of martensitic transformation', *Prog. Met. Phys.*, 1958, 7, 165–246.
21. H. K. D. H. Bhadeshia: 'The driving force for martensitic transformation in steels', *Met. Sci.*, 1981, 15, 175–177.
22. H. K. D. H. Bhadeshia: 'Thermodynamic extrapolation and the martensite-start temperature of substitutionally alloyed steels', *Met. Sci.*, 1981, 15, 178–150.
23. G. Ghosh and G. B. Olson: 'Kinetics of FCC&BCC heterogeneous martensitic nucleation', *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42, 3361–3370.
24. T. Cool and H. K. D. H. Bhadeshia: 'Prediction of the martensite start temperature of power plant steels', *Mater. Sci. Technol.*, 1996, 12, 40–44.
25. W. Steven and A. J. Haynes: 'The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels – Some effects of chemical composition', *JISI* 1956, 183, 349-359.
26. N. Suutala: 'Solidification of austenitic stainless steels', *Acta Univ. Ouluensis C*, 1983, 26C, 53–60.
27. L. Myllykoski and N. Suutala: 'Effect of solidification mode on hot ductility of austenitic stainless steel', *Met. Technol.*, 1983, 10, 453–460.
28. V. P. Kujanpää, S. A. David and C. L. White: 'Formation of hot cracks in austenitic stainless steel welds – solidification cracking', *Weld. J. Res. Suppl.*, 1986, 65, 203s–212s.
29. L. Karlsson: 'Improving fatigue life with Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables', *Svetsaren*, 64, 1, 2009, 27-31.



## Porównanie różnych kompozycji stopowych materiałów dodatkowych do spawania o niskiej temperaturze przemiany

### Wstęp

Wytrzymałość zmęczeniowa elementów niespawanych zwiększa się wraz ze wzrostem wytrzymałości materiału, natomiast w przypadku złączy spawanych nie jest od niej zależna [1]. W przypadku braku niezgodności spawalniczych, są dwie podstawowe przyczyny osłabienia wytrzymałości zmęczeniowej spoin. Po pierwsze, podczas spawania nieuniknione jest wprowadzanie zmian geometrii, co w konsekwencji tworzy koncentratory naprężeń, szczególnie w okolicach grani oraz na brzegach spoiny. W celu zmniejszenia współczynnika koncentracji naprężeń kształt spoiny może zostać poprawiony, np. poprzez ponowne przetopienie lub szlifowanie [1]. Rozwiązanie to jednak w wielu przypadkach nie jest możliwe. Drugą przyczyną osłabienia wytrzymałości zmęczeniowej złącza są naprężenia spawalnicze powstałe podczas procesu spawania. Powstają one w czasie, gdy ciekły metal wypełniający spoinę krzepnie i kurczy się. Naprężenia te są znaczące i często są na poziomie granicy plastyczności spawanego materiału. Często na naprężenia pozostające wpływa się przez zmniejszenie naprężeń obliczeniowych. Innym podejściem do zmniejszenia naprężeń jest przeprowadzenie obróbki cieplnej po spawaniu lub wprowadzenie dodatkowych naprężeń ściskających poprzez lokalną deformację powierzchni stosując np. śrutowanie lub młotkowanie [1]. Rozkład naprężeń można także wyrównać przez plastyczne odkształcenie, np. przeciągając konstrukcję. Wszystkie z wymienionych powyżej rozwiązań poprawiają wytrzymałość zmęczeniową konstrukcji, jednakże wymagają dodatkowych prac po spawaniu.

Jednym z rozwiązań, którym zainteresowano się w ostatnich latach, mogącym wpłynąć na zwiększenie się wytrzymałości zmęczeniowej spawanych elementów, jest zastosowanie tzw. spoiw o niskiej temperaturze przemiany (LTT) [2-16]. Modyfikują one naprężenia pozostające w złączach spawanych, a nawet umożliwiają zamianę dużych naprężeń rozciągających na naprężenia ściskające. Typowa temperatura przemiany dla spoiw o wysokiej wytrzymałości kształtuje się na poziomie 400-600°C, natomiast spoiwa LTT są opracowywane w celu wytwarzania głównie martenzytu o temperaturze przemiany  $M_s$  w zakresie ok. 150 - 250°C. Zasada ich działania opiera się na przemianie metalu spoiny w stanie stałym przy stosunkowo niskiej temperaturze. Łączą one w sobie działanie trzech czynników, które kasują lub redukują jakiegokolwiek odkształcenia związane ze skurczem termicznym [17].

1) Ponieważ współczynnik rozszerzalności cieplnej austenitu jest większy od współczynnika rozszerzalności ciepl-

nej ferrytu, rozszerzalność objętościowa w czasie przemiany jest większa w niższych temperaturach, co pozwala na większą kompensację powstałych podczas skurczu termicznego odkształceń.

2) Jeżeli przemiana zakończy się dużo wcześniej niż zostanie osiągnięta temperatura otoczenia, to wtedy ferryt ulega kurczeniu się podczas chłodzenia. Ferryt ma wyższą granicę plastyczności niż austenit (w zakresie niskich temperatur), stąd występuje mniejsza kompensacja odkształceń skurczowych przez plastyczną relaksację.

3) Gdy przemiana zachodzi w niskich temperaturach, występuje duże nagromadzenie się naprężeń jeszcze przed osiągnięciem niskiej temperatury przemiany. Prowadzi to do większych zmian w mikrostrukturze utwardzonych próbek, co powoduje, że naprężenie ścinające bardziej efektywnie przeciwdziała skurczowi termicznemu.

W ostatnich latach zaproponowano i wypróbowano kilka koncepcji składu chemicznego spoiw LTT, zawierających głównie Ni, Cr i Mn [2-16,18] i zapewniających niską temperaturę przemiany  $M_s$ . Badania zmęczeniowe, w większości przypadków, wykazały średnio 25-krotny i większy wzrost trwałości zmęczeniowej oraz 50 % i większy wzrost wytrzymałości zmęczeniowej. Jednakże, często pomijanym czynnikiem w procesie projektowania spoiw LTT jest powiązanie pożądaných niskich temperatur przemiany z odpowiednią wytrzymałością metalu spoiny, udarnością i zabezpieczeniem przed powstawaniem pęknięć gorących i zimnych.

W publikacji zaprezentowano wyniki wcześniejszych oraz aktualnych badań dla trzech znacząco różniących się kompozycji spoiw LTT. Właściwości zmęczeniowe powiązane z naprężeniami spawalniczymi występującymi w miejscach krytycznych oraz z obliczoną temperaturą  $M_s$ . Na zakończenie podsumowano zalety i wady poszczególnych składów spoiw oraz przeprowadzono dyskusję zarówno pod względem ich wpływu na właściwości zmęczeniowe oraz pod względem ich właściwości oraz spawalności.

### Przeprowadzone badania

Próbki do badań zmęczeniowych zostały wykonane z wysokowytrzymałej stali o granicy plastyczności 800 MPa. Wykonano 10 różnych kombinacji złączy. Do ich wykonania wykorzystano: trzy różne kombinacje spoiw LTT, dwa rodzaje wysokowytrzymałych spoiw odniesienia oraz dwie różne geometrie spoiny.

### Materiał podstawowy i materiały dodatkowe do spawania

Próbki do badań zmęczeniowych wykonano z dwóch partii wysokowytrzymałej stali o granicy plastyczności 800

L. Karlsson - ESAB AB, Göteborg, Szwecja

L. Mraz - Welding Research Institute - Industrial Institute SR, Bratysława, Słowacja

H. K. D. H. Bhadesia - University of Cambridge, Materials Science and Metallurgy, Cambridge, Anglia

A. A. Shirzadi - The Open University, Materials Engineering, Milton Keynes, Anglia



MPa (Weldox 700) i grubości ścianki 8 mm. Skład chemiczny oraz właściwości mechaniczne badanej stali przedstawiono odpowiednio w tablicach 1 i 2. Blachy stosowano w stanie oczyszczonym przez śrutowanie.

Tablica 1. Skład chemiczny badanych stali

Stal	Zawartość pierwiastka w % wagowych														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N
Weldox 700 MCW welds	0,13	0,30	1,18	0,011	0,003	0,27	0,04	0,13	0,007	0,013	0,01	0,041	0,022	0,001	0,004
Weldox 700 MMA weld	0,14	0,29	0,99	0,009	0,001	0,37	0,04	0,015	0,049	0,016	0,006	0,006	0,021	0,001	0,004

Tablica 2. Właściwości mechaniczne stali

Stal	R <sub>0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]
Weldox 700/ MCW welds	817	852	15.5
Weldox 700/ MMA weld	805	835	15

Tablica 3. Skład chemiczny spoiw

Spoiwo		Zawartość pierwiastka w % wagowych										
Nazwa	Oznaczenie	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	O	N	
Eksperymentalne druty prozkowe	LTT-A	0,022	0,28	1,26	0,004	0,007	8,5	8,9	0,03	0,025	0,004	
	LTT-B	0,048	0,60	0,53	0,005	0,005	1,0	12,5	0,39	0,029	0,008	
	LTT-C	0,014	0,70	1,27	0,009	0,005	13,4	6,1	0,07	0,016	0,024	
OK Tubrod14.03*	MAG	0,070	0,6	1,7	n.o.	n.o.	0	2,3	0,6	n.o.	n.o.	
OK 75.78	MMA	0,047	0,31	2,03	0,006	0,006	0,43	3,0	0,60	0,029	0,014	

\*skład nominalny, n.o. - nie oznaczono

Tablica 4. Typowe własności mechaniczne spoiw

Spoiwo		R <sub>0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Praca łamania przy -40 °C [J]
Nazwa	Oznaczenie				
Eksperymentalne druty prozkowe	LTT-A	498	1144	8	25
	LTT-B	888	997	11	35
	LTT-C	736	1127	13	49
OK Tubrod14.03* OK 75.78	MAG	760	840	23	70
	MMA	967	999	18	72

\*typowe wartości

Do wykonania złączy użyto trzy, różniące się składem, eksperymentalne druty prozkowe o wypełnieniu metalicznym. Druty zostały tak zaprojektowane, aby posiadały niską temperaturę początku tworzenia się martenzytu M<sub>s</sub> oraz zapewniały wykorzystanie efektu LTT. Spoiwo LTT-C zostało opracowane początkowo do spawania stali nierdzewnych i dlatego zawiera więcej chromu [18]. Jako spoiwa odnie-

sienia do prób włączono również konwencjonalny drut prozkowy metaliczny o wysokiej wytrzymałości oraz elektrodę otuloną przeznaczoną do spawania stali wysokowytrzymałych. Typowy skład chemiczny spoiw oraz ich własności mechaniczne podano w tablicach 3 i 4.

### Spawanie próbek do badań zmęczeniowych

Do badań wykonano w sumie 7 zestawów złączy krzy-

żowych i 3 zestawy złączy doczołowych, z których każdy zestaw składał się z 11-12 próbek. Oznaczenia złączy oraz parametry spawania podano w tablicy 5.

Wymiary oraz konfigurację złączy krzyżowych przedstawiono na rysunku 1. Złącza spawano w pozycji PB, tak

aby uzyskać średnią grubość spoiny ok. 4 mm. Do wykonania złączy przy użyciu drutów prozkowych wykorzystano gaz osłonowy Ar+2%CO<sub>2</sub> o przepływie 20 l/min.

Prawidłowa pozycja żebra na półce została zapewniona przez zastosowanie spoin szczepnych. Każde naroże żebra zostało następnie przyspawane indywidualnie, z zapewnieniem, że miejsce rozpoczęcia i zakończenia

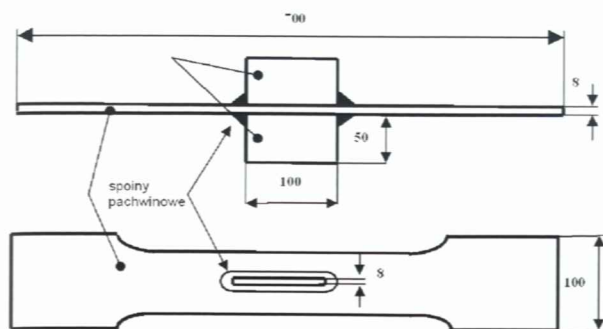
spawania znajdowało się możliwie jak najbliżej środka jego długości (rys. 2). Spoiny ponumerowano kolejno jako 1 i 2 z jednej strony oraz 3 i 4 po stronie przeciwnej złącza. Większość spoin została wykonana jednowarstwowo, oprócz serii F-C2 i F-MAG2, które wykonano w dwóch cienkich warstwach.

Materiały dodatkowe LTT-A i LTT-B wykazały pewną tendencję do powstawania pęknięć gorących w warunkach znacznego utwierdzenia. Można to jednak utrzymać pod stałą kontrolą poprzez dobór odpowiednich parametrów i technik spawania, czego efektem było uzyskanie próbek do badań zmęczeniowych bez pęknięć.

Tablica 5. Parametry i materiały dodatkowe do spawania.

Numer serii	Spoiwo	φ [mm]	Temperatura wstępnego podgrzania [°C]	Temperatura międzysciegowa [°C]	I [A]	U [V]	V [mm/s]	Energia liniowa [kJ/mm]
Złącza krzyżowe ze spoiną pachwinową								
F-A1	LTT-A	1.4	100	100-125	240	24.8	5.0	1.2
F-B1	LTT-B	1.4	100	100-125	270	24	6.4	1.0
F-C1	LTT-C 1 warstwa	1.4	100	100-125	285	23.9	6.5	1.0
F-C2	LTT-C 2 warstwa	1.4	100	100-125	280/260	23.9/24.3	10/6.7	0.7/0.9
F-MAG1	MAG 1 warstwa	1.2	100	100-125	240	23.5	5.1	1.1
F-MAG2	MAG 2 warstwa	1.2	100	100-125	250/260	20.5/23.5	8.9/5.6	0.6/1.1
F-MMA1	MMA	4.0	100	100-125	172	25.1	2.91	1.5
Złącza doczołowe								
B-A	LTT-A	1.4	100	100-125	310	24.5	5.8	1.3
B-C	LTT-C	1.4	100	100-125	300	25	6.2	1.2
B-MAG	MAG	1.2	100	100-125	215	19	5.0	0.8





Rys. 1. Złącze krzyżowe do badań zmęczeniowych



Rys. 2. Lokalizacja początku/końca spawania dla złącza krzyżowego ze spoiną pachwinową

Złącza doczołowe wykonano przez połączenie dwóch blach o wymiarach 8x100x350 mm, ukosowanych na X z kątem rowka spawalniczego równym 60° oraz z 2 mm odstępem między łączonymi elementami, układając po jednym ściegu z każdej strony. Złącza wykonano w pozycji PA. Do spawania wykorzystano gaz osłonowy o tych samych parametrach jak w przypadku próbek krzyżowych.

#### Badania zmęczeniowe

Badania zmęczeniowe przeprowadzono zadając rozciągające obciążenie sinusoidalne o stałej amplitudzie siły w kierunku wzdłużnym (z naprężeniem przyłożonym do spoiny pachwinowej na narożach żebra), z częstotliwością w zakresie od 29-40 Hz oraz ze współczynnikiem asymetrii cyklu  $R = 0,1$  (stosunek siły minimalnej do maksymalnej). Przebadano 10 próbek z każdej serii, na różnych poziomach obciążenia, w celu wyznaczenia krzywych S-N i określenia wytrzymałości zmęczeniowej na bazie 2 milionów cykli.

#### Pomiar pozostających naprężeń spawalniczych

Powierzchniowe naprężenia spawalnicze zmierzono metodą rentgenowską ( $\sin^2 \psi$ ) dla wybranych złącza krzyżowych ze spoiną pachwinową [6]. Do wyznaczenia naprężeń wzdłużnych użyto analizatora naprężeń XSTRESS 3000 X-ray, wykorzystując do pomiaru promieniowanie Cr-K $\alpha$  oraz zmieniając kąty  $\psi$  w zakresie od -45° do +45°. Naprężenia mierzono w narożu spawanym jako ostatni wzdłuż osi żeber w odległości od 1- 40 mm od brzości spoiny.

#### Analiza składu chemicznego

Skład chemiczny spoin pachwinowych i czołowych będzie różnił się od składu chemicznego stopiwa dla każdego z badanych materiałów dodatkowych do spawania ze względu na wymieszanie ze stopionym materiałem rodzimym. Dlatego próbki stopiwa zbadano przy użyciu spektrometru emisyjnego Spectro Lab S oraz urządzenia do spalania firmy Leco (model EF500 dla C i S oraz model TC - 436 DR dla N i O).

#### Wyniki

##### Analiza chemiczna spoiny

Skład stopowy spoin pachwinowych i czołowych (tablica 6) był znacznie niższy od składu stopiwa (tablica 3). Stopień wymieszania mieścił się w zakresie od 25 do 35 % dla spoin jednościegowych oraz ok. 11 % dla spoin dwuściegowych F-C2.

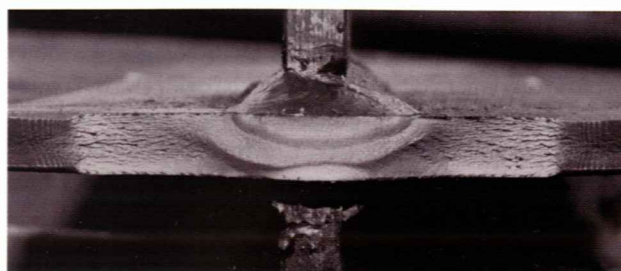
##### Wyniki badań zmęczeniowych

Pęknięcia w każdym z badanych przypadków były inicjowane na brzegach spoiny w narożach złącza (rys. 3), a następnie propagowały w głąb materiału rodzimego półki.

Tablica 6. Skład chemiczny badanych spoin

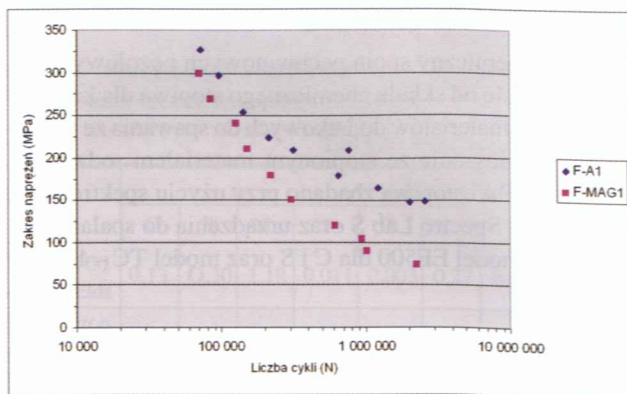
Numer serii	Spoiwo	Zawartość pierwiastka w % wagowych									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	O	N
Złącza krzyżowe ze spoiną pachwinową											
F-A1	LTT-A	0.089	0.29	1.26	0.010	0.004	5.7	5.3	0.01	0.014	0.006
F-B1	LTT-B	0.070	0.51	0.72	0.011	0.005	0.69	8.2	0.38	0.016	0.003
F-C1	LTT-C 1 warstwa	0.066	0.66	1.29	0.010	0.004	10.0	5.0	0.05	0.015	0.007
F-C2	LTT-C 2 warstwy	0.037	0.68	1.29	0.010	0.005	11.9	5.6	0.03	0.018	0.008
F-MAG1	MAG 1 warstwa	0.096	0.62	1.88	0.008	0.011	0.04	2.2	0.54	0.030	0.004
F-MAG2	MAG 2 warstwy	0.099	0.65	1.90	0.007	0.013	0.06	2.0	0.64	0.030	0.004
F-MMA1	MMA	0.075	0.32	1.98	0.007	0.004	0.47	2.5	0.53	0.029	0.010
Złącza doczołowe											
B-A	LTT-A	0.079	1.22	0.3	0.009	0.003	6.4	5.9	0.039	0.015	0.006
B-C	LTT-C	0.055	1.22	0.61	0.009	0.004	8.8	4.0	0.081	0.011	0.009
B-MAG	MAG	0.12	1.79	0.54	0.009	0.008	0.088	1.7	0.50	0.029	0.004

Trwałość zmęczeniowa dla wszystkich badanych materiałów dodatkowych była podobna dla wysokiego zakresu naprężeń, natomiast w przypadku mniejszych obciążeń była wyraźnie dłuższa przy użyciu spoin LTT. Różnica wytrzy-

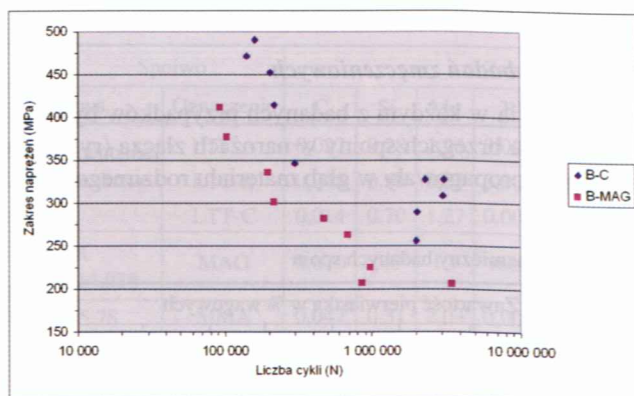


Rys. 3. Widok typowego przełomu zmęczeniowego złącza krzyżowego ze spoiną pachwinową. Pęknięcia były zawsze inicjowane na brzegu spoiny i propagowały w głąb materiału półki.





Rys. 4. Przykładowe wyniki badań zmęczeniowych dla złączy krzyżowych ze spoinami pachwinowymi. Złącza jednościgowe wykonane przy użyciu spoiwa LTT-A (seria F-A1) oraz standardowego drutu proszkowego (F-MAG1)



Rys. 5. Wyniki badań zmęczeniowych dla złączy doczołowych wykonanych przy użyciu spoiwa LTT-C (seria B-C) oraz standardowego wysokowytrzymałego drutu proszkowego (seria B-MAG).

małości zmęczeniowej dla złączy ze spoinami pachwinowymi była około dwukrotnie większa przy 2 mln. cykli obciążeń. Rozrzut wyników był większy dla złączy doczołowych, stwierdzono jednak wzrost wytrzymałości zmęczeniowej o około 60 %. Wybrane wyniki badań zmęczeniowych dla złączy krzyżowych ze spoiną pachwinową przedstawiono na rysunku 4, a dla złączy doczołowych na rysunku 5. Jak oczekiwano, dla metod obniżających poziom pozostających naprężeń spawalniczych, bez zmian geometrii spoiny, stwierdzono małą różnicę w trwałości zmęczeniowej dla większych obciążeń, natomiast w przypadku mniejszych naprężeń wzrost wytrzymałości zmęczeniowej był już znaczący.

Wartość charakterystyczna wytrzymałości zmęczeniowej przy dwóch milionach cykli została określona na bazie otrzymanych wyników. Liczba cykli (N) była traktowana jako niezależny parametr przedstawiony w logarytmicznej wersji równania ( $N = C/\Delta\sigma^m$ ) powszechnie używanego do opisanego związku pomiędzy trwałością i wytrzymałością zmęczeniową [1]:

$$\log N = \log C - m \cdot \log(\Delta\sigma)$$

gdzie: C i m - stałe,  $\Delta\sigma$  - zakres naprężeń.

Linia została dopasowana przy użyciu metody najmniejszych kwadratów, a następnie oszacowano wytrzymałość zmęczeniową przy dwóch milionach cykli.

Tablica 7. Wyniki badań zmęczeniowych

Numer serii	Spoiwo	Stałe w równaniu trwałości zmęczeniowej ( $N = C/\Delta\sigma^m$ )		Oszacowana wartość $\Delta\sigma$ przy 2 milionach cykli [MPa]
		C	m	
Złącza krzyżowe ze spoiną pachwinową				
F-A1	LTT-A	$1.5 \cdot 10^{15}$	4.5	148
F-B1	LTT-B	$4.9 \cdot 10^{16}$	4.8	150
F-C1	LTT-C 1 warstwa	$1.1 \cdot 10^{14}$	3.7	117
F-C2	LTT-C 2 warstwy	$5.2 \cdot 10^{15}$	4.4	137
F-MAG1	MAG 1 warstwa	$6.6 \cdot 10^{10}$	2.4	74
F-MAG2	MAG 2 warstwy	$4.0 \cdot 10^{11}$	2.8	78
F-MMA1	MMA	$7.5 \cdot 10^{11}$	2.8	101
Złącza doczołowe				
B-A	LTT-A	$1.0 \cdot 10^{26}$	8.1	263
B-C	LTT-C	$2.6 \cdot 10^{19}$	5.3	295
B-MAG	MAG	$8.3 \cdot 10^{15}$	4.2	187

#### <sup>a</sup> Naprężenia spawalnicze

Spawanie wprowadza w pobliżu spoiny pachwinowej rozciągające naprężenia spawalnicze niezależnie od zastosowanego materiału dodatkowego. Naprężenia te były jednak znacznie niższe w odległości 3, 2, a szczególnie 1 mm od brzegu spoiny wykonanej przy użyciu spoiw LTT (tablica 8).

W przypadku zastosowania spoiw LTT (F-A1, F-B1, F-C1 i F-C2) zmierzone naprężenia w odległości 1 mm od brzegu spoiny były niższe od naprężeń występujących w odległości 2 mm. Natomiast przy zastosowaniu konwencjonalnych materiałów dodatkowych o wysokiej wytrzymałości (F-MAG1 i F-MAG2) trend był odwrotny. Ekstrapolacja tego trendu sugeruje, że różnice w wartości naprężeń na brzegu spoiny mogą być jeszcze większe.

Tablica 8. Wzdłużne powierzchniowe spawalnicze naprężenia pozostające [MPa] zmierzone w pobliżu naroża złącza krzyżowego spawanego jako ostatnie. Naprężenia mierzono wzdłuż osi zębra w odległości od 1 do 40 mm od brzegu spoiny

Numer serii	Spoiwo	Odległość od brzegu spoiny [mm]						
		1	2	3	5	8	20	40
F-A1	LTT-A	105	139	111	-21	-188	-303	-382
F-B1	LTT-B	75	116	73	-70	-155	-370	-385
F-C1	LTT-C 1 warstwa	88	110	85	-17	-115	-277	-349
F-C2	LTT-C 2 warstwy	116	149	105	-53	-191	-352	-399
F-MAG1	MAG 1 warstwa	302	273	198	72	-121	-302	-367
F-MAG2	MAG 2 warstwy	261	228	138	-22	-160	-284	-372

#### Dyskusja

##### Temperatury przemiany

Ze względu na to, że koncepcja modyfikacji naprężeń spawalniczych przy użyciu spoiw LTT oparta jest na przemianach występujących w spoinie w stanie stałym w wystarczająco niskiej temperaturze, bardzo ważna jest znajomość temperatury przemiany martenzytu i bainitu dla tego typu materiałów. Typowe materiały dodatkowe do spawania są opracowywane tak, aby temperatura początku tworzenia się martenzytu  $M_s$  w metalu spoiny mieściła się w zakresie od 150 - 250 °C.



Na potrzeby wykonania próbek do badań zmęczeniowych temperatury przemiany stopiwa oraz spoin pachwinowych i czołowych wyznaczono na podstawie składu chemicznego spoiny (tablica 3 i 6). Temperatury początku przemiany martenzytycznej wyliczono przy użyciu programu MTDATA [19] w sposób podany w publikacjach [18, 20-24]. Temperatura  $M_s$  została oszacowana na podstawie obliczeń, dla których przyjęto krytyczną wartość zmiany energii swobodnej austenitu przy przemianie w ferryt o tym samym składzie. Dla porównania skorzystano również ze standardowych wzorów empirycznych [25] do wyznaczenia temperatur początku przemiany martenzytycznej i bainitycznej.

Jak można zauważyć w tablicy 9, istnieje uzasadniona zgodność pomiędzy temperaturami początku przemiany martenzytycznej, wyliczonymi przy użyciu wzorów empirycznych z wynikami otrzymanymi przy użyciu bardziej fundamentalnego podejścia opartego na termodynamice. Można również stwierdzić, że w przypadku zastosowania do spawania konwencjonalnych materiałów dodatkowych o wysokiej wytrzymałości, częściej spotykaną od martenzytu strukturą jest bainit. Do dalszych porównań zastosowano najwyższe wartości temperatur  $B_s$  i  $M_s$  wyznaczone przy użyciu programu MTDATA, z wyjątkiem spoin czołowych, gdzie wykorzystano najwyższe temperatury przemiany obliczone na podstawie zależności empirycznych.

Tablica 9. Przewidywane temperatury przemiany

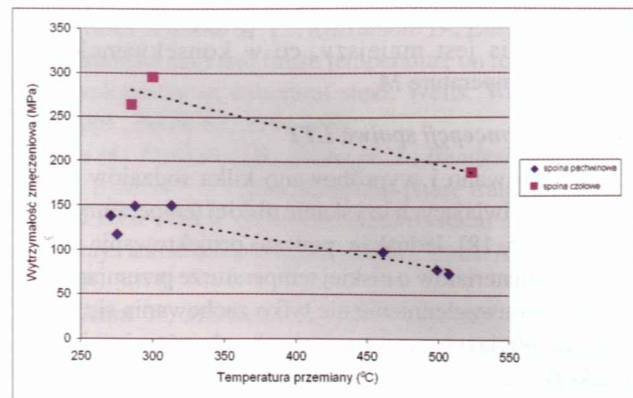
Nazwa spoiwa lub serii złączy	Spoiwo	$M_s^*$	$B_s^{**}$	$M_s$ obliczone przy użyciu MTDATA
Stopiwo				
Eksperymentalne druty proszkowe	LTT-A	232	-	240
	LTT-B	267	-	241
	LTT-C	224	-	268
OK Tubrod14.03	MAG	413	523	396
OK 75.78	MMA	394	443	381
Złącza krzyżowe ze spoinami pachwinowymi				
F-A1	LTT-A	300	-	288
F-B1	LTT-B	330	-	313
F-C1	LTT-C 1 warstwa	262	-	275
F-C2	LTT-C 2 warstwy	241	-	271
F-MAG1	MAG 1 warstwa	399	508	378
F-MAG2	MAG 2 warstwy	397	499	376
F-MMA1	MMA	392	461	376
Złącza doczołowe				
B-A	LTT-A	286	-	nie obliczono
B-C	LTT-C	301	-	nie obliczono
B-MAG	MAG	398	524	nie obliczono

\* $M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo$  [25]

\*\* $B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$  [25]

### Naprężenia spawalnicze, temperatury przemiany i wytrzymałość zmęczeniowa

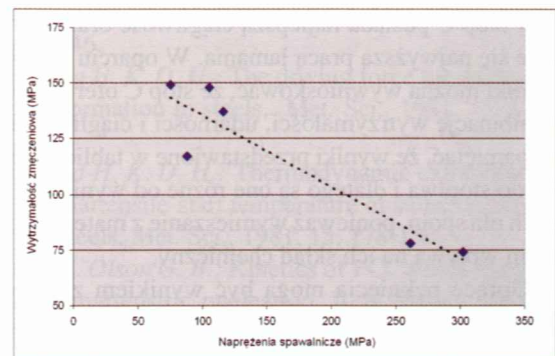
Rysunki 6 i 8 przedstawiają współzależność pomiędzy temperaturą przemiany, występowaniem naprężeń spawalniczych oraz wytrzymałością zmęczeniową złączy. Efekt działania spoiw LTT na naprężenia spawalnicze i wytrzymałość zmęczeniową jest bardzo czytelny. Można stwier-



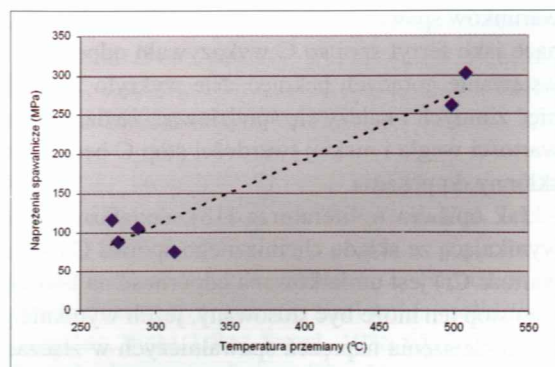
Rys. 6. Zależność pomiędzy temperaturą przemiany a wytrzymałością zmęczeniową

dzić, że pomimo tego, że naprężenia ściskające są pożądane, również zmniejszenie naprężeń rozciągających jest znaczące dla zwiększenia wytrzymałości zmęczeniowej.

Wymieszanie jest niewątpliwie jednym z ważniejszych czynników w przypadku używania spoiw LTT podczas spawania jednościowego. Temperatura przemiany spoin jednościowych była wyższa o ok. 70 °C w porównaniu do temperatury przemiany odpowiedniego stopiwa w zależności od zastosowanej metody wyliczania temperatury  $M_s$  (tablica 9).



Rys. 7. Zależność pomiędzy wytrzymałością zmęczeniową a naprężeniami spawalniczymi zmierzonymi w odległości 1 mm od brzegu spoiny pachwinowej.



Rys. 8. Zależność między naprężeniami spawalniczymi zmierzonymi w odległości 1 mm od brzegu spoiny pachwinowej a temperaturą przemiany w spoinie

W konsekwencji tego, efekt działania spoiw LTT jest mniejszy niż w przypadku w pełni zoptymalizowanych składów metalu spoiny dających niższe temperatury  $M_s$ . Lepsze właściwości zmęczeniowe złączy dwucięgowych spawanych spoiwem F-C2, w porównaniu do jednościowych



spoin (F-C1), są zgodne z oczekiwaniem, ponieważ stopień wymieszania jest mniejszy, co w konsekwencji daje mniejszą temperaturę  $M_s$ .

### Wybór koncepcji spoiwa LTT

Zasugerowano i wypróbowano kilka rodzajów spoiw LTT, umożliwiających uzyskanie niskiej temperatury przemiany [2-16, 18]. Jednakże, podczas projektowania i optymalizacji materiałów o niskiej temperaturze przemiany niezbędne jest uwzględnienie nie tylko zachowania się w warunkach obciążeń zmęczeniowych, ale również innych aspektów, jak odporność na gorące i zimne pękanie, właściwości wytrzymałościowe, udarność, ciągliwość i czasami odporność na korozję [18].

Wszystkie trzy koncepcje LTT (A-C - tablica 3) zwiększały w podobnym stopniu wytrzymałość zmęczeniową w porównaniu do konwencjonalnych wysokowytrzymałych spoiw (tablica 7). Efekt działania LTT był wyraźniej powiązany z temperaturą przemiany metalu spoiny niż ze składem chemicznym spoiwa. Wziąwszy pod uwagę właściwości mechaniczne (tablica 4), stopy B i C mają granicę plastyczności równą lub wyższą niż materiał rodzimy. W przypadku stopu A granica plastyczności była wyraźnie niższa. Stop A, wraz ze stopem C, posiada natomiast najwyższą wytrzymałość na rozciąganie. Ze wszystkich trzech składów stop C posiada najlepszą ciągliwość oraz charakteryzuje się najwyższą pracą łamania. W oparciu o otrzymane wyniki można wywnioskować, że stop C oferuje najlepszą kombinację wytrzymałości, udarności i ciągliwości. Należy pamiętać, że wyniki przedstawione w tablicy 4 odnoszą się do stopiwa i dlatego są one różne od wyników uzyskanych dla spoin, ponieważ wymieszanie z materiałem rodzimym wpływa na ich skład chemiczny.

Gorące pęknięcia mogą być wynikiem zastosowania głównie Ni jako elementu stopowego mającego na celu obniżenie temperatury  $M_s$ , co powoduje, że spoina krzepnie jako austenit [26-28]. Spodziewane krzepnięcie stopów A i B w zakresie austenitu rzeczywiście wykazały pewną tendencję do pęknięć gorących. Poprzez odpowiedni dobór warunków spawania można to jednak kontrolować. Krzepnące jako ferryt spoiwo C wykazywało odporność na powstawanie gorących pęknięć. Nie wykryto żadnych pęknięć zimnych i należy się spodziewać, że dzięki małej zawartości węgla i niskiej twardości stop C będzie najmniej skłonny do pęknięcia.

Jak opisano w literaturze [18], dodatkową korzyścią wynikającą ze składu chemicznego spoiwa C (wyższa zawartość Cr) jest umiarkowana odporność na korozję. Dlatego stop ten może być stosowany, jeżeli wyniknie potrzeba zmniejszenia naprężeń spawalniczych w złączach spawanych wykonanych ze stali nierdzewnej.

Podsumowując, spoiwo C wygląda na najbardziej obiecujące rozwiązanie oferujące kombinację dobrych właściwości mechanicznych, odporności na pękanie, efektu działania LTT oraz dodatkowo odporności na korozję. Jednak oczywiste jest również to, że niezbędna jest dalsza optymalizacja składu chemicznego w celu kompensacji efektu wymieszania podczas spawania jednościęgowego.

### Uwagi końcowe

Możliwości koncepcji spoiw LTT pozwalające zwiększyć trwałość zmęczeniową zostały potwierdzone przy użyciu badań zarówno teoretycznych, jak i praktycznych. Metoda spawania przy użyciu tych spoiw jest tzw. metodą "one-shot", tzn. nie jest wymagana dalsza obróbka złącza po spawaniu, co daje jej dużą przewagę nad innymi metodami, a dodatkowo redukuje odkształcenia oraz ryzyko zimnego pęknięcia [11, 18, 29]. Jednakże, aby spopularyzować tę metodę, należy przejść z badań wykonywanych w warunkach czysto laboratoryjnych do rzeczywistych konstrukcji. Pozostaje nadal otwarta dyskusja na temat określenia odpowiednich spoiw LTT, które nie tylko będą modyfikowały rozkład naprężeń w badanym złączu, ale jednocześnie poprawią takie właściwości jak wytrzymałość na rozciąganie czy też zwiększą pracę łamania. W przyszłości należy również zająć się problemem wymieszania z materiałem rodzimym podczas spawania wielościęgowego oraz wpływem widma obciążeń na wyniki właściwości zmęczeniowych.

### Wnioski

Do badań zmęczeniowych zastosowano trzy spoiwa LTT, oparte na różnym składzie pierwiastków stopowych oraz dwa konwencjonalne materiały dodatkowe do spawania stali wysokowytrzymałych. Przeprowadzono badania zmęczeniowe, badanie składu chemicznego spoiny oraz pomiar naprężeń spawalniczych w krytycznych miejscach złącza. Następnie obliczono temperatury przemiany i skorelowano je z naprężeniami oraz charakterystykami zmęczeniowymi.

- Badania zmęczeniowe wykazały podobne wyniki dla wszystkich trzech spoiw LTT. Wytrzymałość zmęczeniowa na poziomie 2 milionów cykli była ok. 2-krotnie większa dla złączy ze spoinami pachwinowych i o ok. 60 % większa dla złączy doczołowych, w porównaniu do prób wytrzymałości złączy wykonanych z zastosowaniem konwencjonalnych wysokowytrzymałych materiałów dodatkowych.
- Zastosowanie spoiw o niskiej temperaturze przemiany zmniejsza naprężenia pozostające w spoinach oraz zwiększa ich wytrzymałość zmęczeniową.
- Efekt działania spoiw LTT wyraźniej zależał od temperatury przemiany metalu spoiny niż od składu spoiwa.
- Stop 13Cr 6Ni został uznany jako najbardziej obiecujący materiał dodatkowy o niskiej temperaturze przemiany. Stop ten zapewnia właściwą wytrzymałość spoiny, udarność i ciągliwość oraz dzięki krzepnięciu w zakresie ferrytu jest odporny na pękanie. Dodatkowo stop ten posiada wystarczającą odporność na korozję.
- Aby zwiększyć efekt działania spoiw LTT, niezbędna jest dalsza optymalizacja ich składu chemicznego, w celu kompensacji efektu wymieszania podczas spawania jednościęgowego.

### Podziękowania

Autorzy wyrażają wdzięczność panu Karlowi Johanssonowi (ESAB AB, Szwecja) za umiejętne spawanie próbek do badań zmęczeniowych oraz panu Hakanowi Arcini i pani



Eve-Lena Berguist (ESAB AB, Szwecja) za ich wsparcie przy badaniach metalograficznych oraz mechanicznych.

#### LITERATURA

1. *Hobbacher A.*: Recommendations for fatigue design of welded joints and components. IIW document XIII-2151-07/XV-1254-07
2. *Jones W. K. C., Alberry P. J.*: A model for stress accumulation in steels during welding. *Met. Technol.*, 1977, 11, 557-566.
3. *Ohta A., Suzuki N., Maeda Y., Hiraoka K., Nakamura T.*: Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal. *Int. J. Fatig.*, 1999, 21, S113-S118.
4. *Ohta A., Watanabe O., Matsuoka K., Shiga C., Nishijima S., Maeda Y., Suzuki N., Kubo T.*: Fatigue strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material. *Weld. World*, 1999, 43, 38-42.
5. *Ohta A., Suzuki N., Maeda Y.*: Properties of complex inorganic solids 2'. (ed. A. Meike), 401-408; 2000, New York, Kluwer Academic/Plenum Publishers.
6. *Withers P. J., Bhadeshia H. K. D. H.*: Residual stress part 1 - measurement techniques. *Mater. Sci. Technol.*, 2001, 17, 355-365.
7. *Withers P. J., Bhadeshia H. K. D. H.*: Residual stress part 2 - nature and origins. *Mater. Sci. Technol.*, 2001, 17, 366-375.
8. *Ohta A., Matsuoka K., Nguyen N. T., Maeda Y., Suzuki N.*: Fatigue strength improvement of lap welded joints of thin steel plate using low transformation temperature welding wire. *Weld. J. Res. Suppl.*, 2003, 82, 77s-83s.
9. *Eckerlid J., Nilsson T., Karlsson L.*: Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2003, 8, 353-359.
10. *Lixing H., Dongpo W., Wenxian W., Tainjin Y.*: Ultrasonic peening and low transformation temperature electrodes used for improving the fatigue strength of welded joints. *Weld. World*, 2004, 48, 34-39.
11. *Zenitani S., Hayakawa N., Yamamoto J., Hiraoka K., Morikage Y., Yauda T., Amano K.*: Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steels. *Wells. Sci. Technol. Weld. Join.*, 2007, 12, 516-522.
12. *Francis J. A., Stone H. J., Kundu S., Rogge R. B., Bhadeshia H. K. D. H., Withers P. J., Karlsson L.*: Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels. *Proc. PVP 2007*, 1-8; 2007, San Antonio, TX, ASME.
13. *Darcis Ph. P., Katsumoto H., Payares-Asprino M. C., Liu S., Siewert T. A.*: Cruciform fillet welded joint fatigue strength improvements by weld metal phase transformations. *Fatig. Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2008, 31, 125-136.
14. *Payares-Asprino M. C., Katsumoto H., Liu S.*: Effect of martensite start and finish temperature on residual stress development in structural steel. *Wells. Weld. J., Res. Suppl.*, 2008, 87, 279s-289s.
15. *Dai H., Francis J. A., Stone H. J., Bhadeshia H. K. D. H., Withers P. J.*: Characterising phase transformations and their effects on ferritic weld residual stresses with X-rays and neutrons. *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, 39A, 3070-3078.
16. *Mikami Y., Morikage Y., Mochizuki M., Toyoda M.*: Angular distortion of fillet welded T joint using low transformation temperature welding wire. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2009, 14, 97-105.
17. *Bhadeshia H. K. D. H., Francis J. A., Stone H. J., Kundu S., Rogge R. B., Withers P. J., Karlsson L.*: Transformation Plasticity in Steel Weld Metals. *Proc. 10th Int. Aachen Welding Conference*, 22-25 October, 2007, Aachen, Germany.
18. *Shirzadi A., Bhadeshia H. K. D. H., Karlsson L., Withers P. J.*: Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 14, No. 6, 2009, pp. 559-565.
19. NPL MTDATA Software, National Physical Laboratory, Teddington, UK, 2006.
20. *Kaufman L., Cohen M.*: Thermodynamics and kinetics of martensitic transformation. *Prog. Met. Phys.*, 1958, 7, 165-246.
21. *Bhadeshia H. K. D. H.*: The driving force for martensitic transformation in steels. *Met. Sci.*, 1981, 15, 175-177.
22. *Bhadeshia H. K. D. H.*: Thermodynamic extrapolation and the martensite-start temperature of substitutionally alloyed steels. *Met. Sci.*, 1981, 15, 178-150.
23. *Ghosh G., Olson G. B.*: Kinetics of FCC&BCC heterogeneous martensitic nucleation. *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42, 3361-3370.
24. *Cool T., Bhadeshia H. K. D. H.*: Prediction of the martensite start temperature of power plant steels. *Mater. Sci. Technol.*, 1996, 12, 40-44.
25. *Steven W., Haynes A. J.*: The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels - Some effects of chemical composition. *JISI 1956*, 183, 349-359.
26. *Suutala N.*: Solidification of austenitic stainless steels. *Acta Univ. Ouluensis C*, 1983, 26C, 53-60.
27. *Myllykoski L., Suutala N.*: Effect of solidification mode on hot ductility of austenitic stainless steel. *Met. Technol.*, 1983, 10, 453-460.
28. *Kujanpää V. P., David S. A., White C. L.*: Formation of hot cracks in austenitic stainless steel welds - solidification cracking. *Weld. J. Res. Suppl.*, 1986, 65, 203s-212s.
29. *Karlsson L.*: Improving fatigue life with Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables. *Svet-saren*, 64, 1, 2009, 27-31