

# Evaluarea comparativă a siguranței în funcționare a zonelor eterogene metalurgic dintr-o conductă de abur viu

## Comparative evaluation of the metallurgical heterogeneous zones reliability in a live steam pipeline

Prof.dr.ing. Traian Fleșer\*, ing. Radu Românu\*\*, ing. Steliana Cucu\*\*

\*Facultatea de Mecanică din Timișoara, \*\* ISIM Timișoara

### 1. Cerințe pentru oțelurile destinate utilizării la presiuni și temperaturi ridicate

Oțelurile cu un conținut de elemente de aliere Cr și Mo la un nivel de 2,0 - 2,50, respectiv 0,90 - 1,10%, s-au impus pentru realizarea unor componente ale instalațiilor utilizate la temperaturi ridicate în condiții de solicitare mecanică semnificativă de lungă durată. Practica utilizării evidențiază că prezența moliбdenului până la 0,35% aduce un aport semnificativ asupra rezistenței la cald. Creșterea în continuare a conținutului de moliбden, peste acest nivel nu mai aduce un spor semnificativ asupra caracteristicilor de rezistență.

Temperatura agentului termic, abur viu, poate să fie în intervalul 470 - 590°C. Corosivitatea aburului trebuie să fie compensată prin adaosul corespunzător la grosimea peretelui. S-a remarcat oțelul 10CrMo10, care are ca principale domenii de utilizare componente și subansamble, care lucrează timp îndelungat la presiuni și temperaturi ridicate ca: tamburi, supraîncălzitoare, colectoare, conducte, precum și pentru recipiente și aparate sub presiune din industria termoenergetică, chimică și petrochimică. Microstructura tipică în starea de livrare conține ferită, perlită și o cantitate apreciabilă de bainită.

Oțelul 10CrMo10 este prelucrabil prin deformare plastică la temperatură ridicată în intervalul 1100 - 900°C (îndoire, forjare și refulare).

Prelucrarea prin deformare plastică este suportată de oțelul 10CrMo10 și la temperatura ambiantă. Dependent de procedeul de deformare plastică implicat, de gradul de deformare indus, este necesar să se aplice tratamente termice pentru refacerea microstructurii: diminuarea gradului de deformare a grăunților și a tensiunilor interne. Se poate renunța la acest tratament termic în cazul proceselor tehnologice care nu induc deformare plastică specifică peste 2,5%. Această limită poate să urce până la 5% pentru semifabricatele supuse la încovoiere.

Practica îndelungată în utilizarea acestui oțel a evidențiat dependența dintre caracteristicile mecanice de lungă durată și dimensiunile particulelor de faze secundare din matricea metalică de bază. Considerând particulele de faze secundare ca obstacole în deplasarea dislocațiilor, există un spațiu critic peste care apare deteriorarea semnificativă a caracteristicilor de rezistență de lungă durată. Problema principală în utilizarea

### 1. Requirements for steels used under high pressure and temperature conditions

Alloyed steels with Cr and Mo content of 2.0 - 2.50 and 0.90 - 1.10%, respectively imposed in installations working at high temperatures under long time significant mechanical loading conditions. The practice underlines the fact that the presence of molybdenum up to 0.35% is important from the heat resistance point of view. The further increase of molybdenum content over this level is not significant for the resistance characteristics.

The temperature of the heat agent, the live steam, can be in the range 470 - 590°C. The steam corrosiveness must be compensated by the corresponding wall thickness. The 10CrMo10 steel is noticed to be used in the fabrication of components and subassemblies working under high pressure and temperature conditions for a long time: drums, superheaters, collectors, pipelines as well as pressure vessels and apparatus in thermoenergetics, chemical and petrochemical industry. The typical microstructure in the delivery state contains ferrite, pearlite and an appreciable quantity of bainite.

The 10CrMo10 steel can be worked by plastic deformation at high temperature, in the range 1100 - 900°C (bending, forging and upsetting).

The plastic deformation is standed by the 10CrMo10 steel at the ambient temperature, too. Depending on the plastic deformation process, the deformability degree it is necessary to apply heat treatments to remake the microstructure: diminish the grain deformability and internal stresses. This heat treatment is not necessary in the case of technological processes that do not induce plastic deformation over 2.5%. This limit can rise up to 5% for semi-products subjected to bending.

The long practice in using this steel evinced the dependence between the long time mechanical characteristics and the secondary phases particle sizes in the base metallic matrix. Considering the secondary particles as obstacles in the dislocation movement, there is a critical space over which the significant deterioration appears in the long time strength characteristics. The main problem in using corresponding low alloyed heat resistant steel is to prevent the rapid increase of secondary phase particles. The main advantage is obtained if their volume fraction is as high as possible. The type of the

unui oțel slab aliat termorezistent corespunzător este prevenirea creșterii rapide a particulelor de faze secundare. Avantajul principal se obține dacă fracțiunea de volum a acestora este cât mai mare posibilă. De o importanță deosebită este tipul carburilor prezente, în timp ce compoziția chimică este asociată cu rezistența lor la creștere.

Aspectele menționate sunt amplificate prin eterogenitatea metalurgică datorită ciclurilor termice de la sudare, tratamente termice, utilizarea de lungă durată, cu consecințe asupra fiabilității sistemului de transport a aburului viu.

Deformarea la fluaj influențează mai mult formarea de germeni și repartizarea carburilor în structura metalurgică decât viteza de precipitare. O bună rezistență la solicitarea de durată este de așteptat numai dacă în timpul utilizării au loc noi precipitări care să blocheze alunecarea planelor cristalografice. Ipoteza că numai o stare stabilă a microstructurii metalurgice poate asigura o bună comportare la solicitări de lungă durată la temperaturi ridicate, nu mai poate fi acceptată în condițiile actuale.

Mărimea granulației, duritatea grăunților, împreună cu structura de transformare, au rolul decisiv asupra rezistenței inițiale la fluaj.

Prin „rezistența latentă la fluaj” se înțelege însușirea unui oțel de a precipita carburi sau alte faze intermetalice în timpul solicitării de durată. Acestea trebuie să acționeze împotriva proceselor de formare a dislocațiilor, de blocare a mobilității acestora, recristalizare, alunecare. Condițiile de tratament termic se pot alege astfel încât o bună parte a carburilor să se precipite deja în starea inițială, după tratamentele termice primare ale produsului. Se obține o rezistență inițială ridicată, pentru solicitări de scurtă durată, dar totodată se diminuează rezistența latentă la fluaj. Formarea coagularea și reamplasarea mai rapidă a carburilor precipitate și posibilitatea redusă a oțelului de a precipita carburi pentru blocarea alunecărilor în timpul solicitărilor de lungă durată, cauzează o comportare nefavorabilă în exploatare. Combinând rezultatele acestor studii cu observații calitative se permite ordonarea stabilității carburilor astfel:  $Fe_7C < M_3C < M_{23}C_7$ ;  $M_7C < M_{23}C_7$ ;  $M_7C < M_7C_3$ ;  $Mo_2C$ .

Structura matricei oțelurilor revenite este complexă, iar stabilitatea rețelei de dislocații depinde de distanța liberă dintre carburile prezente. Conservarea pe termen lung a caracteristicilor de utilizare ale oțelului depinde tocmai de configurația respectivelor particule

În oțelurile feritice, fracțiunea de volum suplimentară a carburilor precipitate la temperatura de utilizare în condiții de fluaj mai scăzută decât cea la care s-a efectuat tratamentul termic inițial, poate fi redusă dacă solubilitatea de echilibru a fost atinsă în timpul respectivului tratament termic.

Caracteristicile mecanice garantate pe țevă (STAS 8184-87), pentru oțelul 10CrMo10 determinate pe epruvete longitudinale

present carbides is especially important while the chemical composition is associated with their resistance to the growing process.

The above mentioned aspects are amplified by the metallurgical heterogeneity due to the welding heat cycles, heat treatments, long time exploitation, with consequences on the reliability of the live steam transport system.

The creep deformation influences more the germ formation and the carbides distribution in the metallurgical structure than the precipitation speed. A good resistance to the long time loading is to be expected only if new precipitations take place during the exploitation, which block the sliding of the crystallographic plans. The hypothesis that only a stable state of the metallurgical microstructure can assure a good behaviour to long time loading at high temperatures can not be accepted any more in nowadays conditions.

The grain sizes, grain hardness, together with the transformation structure, have a decisive role on the initial creep resistance.

„Latent creep resistance” means a steel characteristic to precipitate carbides or other intermetallic phases during the long time loading. This has to act in order to avoid dislocation formation process, mobility blocking, recrystallisation, sliding. The heat treatment conditions can be selected so that a great part of carbides precipitate in the initial phase, after the product primary heat treatment.

A high initial resistance is obtained for short time loading, but in the same time the latent creep resistance diminishes. The forming, coagulation and the more rapid replacing of precipitated carbides and the reduced possibility of steels to precipitate carbides to block slidings during the long time loadings cause an unfavourable behaviour during the exploitation. Combining the results of these studies with qualitative observations the carbides stability can be arranged as follows:  $Fe_7C < M_3C < M_{23}C_7$ ;  $M_7C < M_{23}C_7$ ;  $M_7C < M_7C_3$ ;  $Mo_2C$ .

The matrix structure of the tempered steel is a complex one, and the stability of the dislocation lattice depends on the free distance between the present carbides. The long time conservation of steels characteristics depends on the configuration of the respective particles.

For ferrite steels, the additional volume fraction of precipitated carbides at the using temperature under creep, lower than that the initial heat treatment was made, can be reduced if the balance solubility was reached during the respective heat treatment.

The mechanical characteristic guaranteed on pipe (STAS 8184-87), for the 10CrMo10 steel determined on longitudinal specimens in the ambient testing conditions are presented in table 1.1.

Tabelul 1.1. Caracteristicile mecanice ale produsului țevă alminată din oțel 10CrMo10/  
Table 1.1. Mechanical characteristics of the 10CrMo10 steel rolled pipe

Marca oțel/ Steel	Rm* [N/mm <sup>2</sup> ] (N+Rev)	Grosime perete [mm] / Rp0,2 ** [N/mm <sup>2</sup> ]/ Wall thickness [mm] / Rp0,2 ** [N/mm <sup>2</sup> ]			A*** [%]	Gâtuirea la rupere/ Fracture constriction Z [%]	KCU 300/2**** [J/cm <sup>2</sup> ]
		<16	>16...<40	>40			
10CrMo10	450...600	280	280	270	min. 20	min. 50	min. 60

\* Rezistența la rupere/ Fracture resistance, \*\* Limita de curgere convențională/ Conventional creep limit, \*\*\* Alungirea la rupere pentru  $Lo = 5,65 \cdot S_0^{0,5}$ / Fracture elongation for  $Lo = 5,65 S_0^{0,5}$ , \*\*\*\* Reziliență KCU 300/2 la 20°C/ KCU 300/2 resistance at 20°C.

dinale în condițiile atmosferei ambiante de încercare sunt cuprinse în tabelul 1.1.

Țevile din oțel 10CrMo10 se pot suda prin topire prin procedee uzuale, utilizând tehnologii calificate. Tăierea se poate efectua cu flacăra, arc aer, mecanic. În vederea sudării este necesară preîncălzirea. După sudare este necesar tratament termic indiferent de grosimea peretelui țevii. Stăpânirea transformărilor metalurgice, din timpul și după sudare, sunt esențiale pentru nivelul caracteristicilor mecanice și siguranța în exploatarea conductei.

Lucrarea are ca obiectiv prezentarea și evaluarea comparativă a aspectelor principale care concură la definirea siguranței în funcționarea conductelor sudate care transportă abur viu.

## 2. Programul experimental

Investigațiile experimentale sunt în concordanță cu prevederile PT ISCIR C 29-93, specifice țevilor cu perete gros. Conducta în cauză este realizată din țevi cu dimensiunile  $\phi$  273x38 mm, având și suduri cap la cap. Conducta a fost utilizată cca. 65800 ore, într-un sistem pentru transportul aburului viu la presiunea de 140 bar, temperatura de 540°C. În consecință, programul experimental s-a derulat pe epruvete prelevate din inele, respectiv un tronson cu sudură cap la cap. Sunt efectuate examinări metalografice, încercări mecanice de scurtă și lungă durată, în sprijinul formării unei imagini asupra stării efective a materialului de bază și a zonelor sudurilor. Tipul și volumul investigațiilor efectuate sunt prezentate împreună cu rezultatele obținute.

## 3. Rezultatele investigațiilor

### 3.1. Rezultatele analizei compoziției chimice

Rezultatul analizei compoziției chimice prin metoda spectrometrică este prezentat în tabelul 3.1 [%].

Se remarcă încadrarea elementelor chimice în limitele

Tabelul 3.1 /Table 3.1

Elem. chimice/ Chemical elem.	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	W	Ti	Al	B	S	P
10CrMo10	0,11	0,19	0,47	2,46	0,19	0,96	0,10	0,0034	0,0036	0,0072	0,016	0,0005	0,0015	0,042
STAS 8184/87	0,08 - 0,15	0,10 - 0,50	0,40 - 0,70	2,00 - 2,50	0,30	0,90 - 1,10	0,30	-	-	0,02	0,015 - 0,045	-	max. 0,035	max. 0,025

standardului de oțel, cu excepția conținutului în P care este peste limitele admise. Pe lângă elementele chimice specificate în standardul de oțel sunt identificate elemente, categorisite după conținut ca reziduale: Ni, V, Cu, Ti, W.

### 3.2. Analiza metalografică

a. Determinarea incluziunilor nemetalice din metalul de bază s-a efectuat pe cale microscopică prin indicarea punctajelor maxime pe același câmp. În figura 3.2 sunt prezentate imaginile cu aspectul incluziunilor identificate. Punctaj ridicat al incluziunilor nemetalice (4-6 pe același câmp), arată un grad redus de puritate al oțelului investigat. Sunt identificate incluziunile de tipul sulfurilor, oxizilor, silicaților.

The 10CrMo10 steel pipes can be fusion welded by usual processes and qualified technologies. Flame, arc-air and mechanical cutting can be performed, too. Pre-heating is necessary before welding. Post heat treatment is necessary indifferently of the pipe wall thickness. Thorough knowledge of the metallurgical transformations during and after welding is essential for the mechanical characteristics level and the pipeline reliability.

The paper aims to present and comparatively evaluate the main aspects which lead to the reliability of live steam welded pipelines.

## 2. Experimental programme

The experimental investigations are in compliance with the PT ISCIR C 29-93 provisions, specific for thick wall pipes. The pipeline used in experiments is made of  $\phi$  273 x 38 mm butt welded pipes. The pipeline worked about 65,800 hours in a live steam transport system at the pressure of 140 bars and the temperature of 540°C. So, the experimental programme developed on specimens sampled from rings, and a butt welded section, respectively. Metallographic examinations, short and long time mechanical testing are made in order to have an image on the effective state of the base material and of the welded zones. The type and volume of the investigations performed are presented together with the obtained results.

## 3. Results of investigations

### 3.1. Results of the chemical composition analysis

The results of the chemical composition analysis, by spectrometry, is presented in table 3.1 [%].

The chemical elements are in the steel standard limits, exception the P content, which is over the admitted limits. Besides the specified chemical elements in the steel standard, there are identified other elements, categorized according to their content as residuals: Ni, V, Cu, Ti, W.

### 3.2. Metallographic analysis

a. The non-metallic inclusions in the base metal were determined microscopically by the maximum marks in the same field. Figure 3.2 presents the aspect of the identified inclusions.

High mark of non-metallic inclusions (4 - 6 on the same field) shows a reduced purity degree of the investigated steel. Sulphur, oxides, silicates are identified.

b. The results of the macroscopic analysis made on probes sampled from butt welded pipes evince that the joints are one side welded, by the deposition of 9 layers. No welding imperfections were noticed after the examination. The aspect of the last layers led to accentuated geometrical concentrators (figure 3.1).



b. Rezultatele analizei macroscopice efectuată pe probe din îmbinări sudate cap la cap evidențiază că îmbinările sunt realizate unilateral, prin depunerea a 9 straturi. În urma examinării nu s-au decelat imperfecțiuni de sudare. Aspectul ultimelor rânduri depuse conduce la concentratori geometrici pronunțați (figura 3.1).

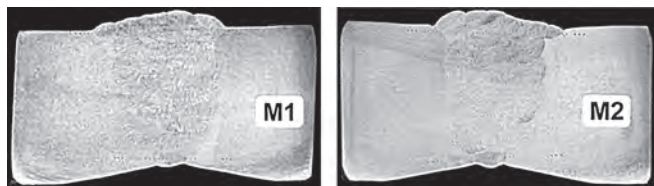


Figura 3.1. Aspectul macroscopic al probelor examinate (a-M1, b-M2).

Figure 3.1. Macroscopic aspect of the examined probes (a-M1, b-M2).

c. Analiza microscopică a zonelor caracteristice îmbinărilor sudate a relevat următoarele:

- în metalele de bază (MB) sunt structuri din ferită, perlită globulară și bainită. Granulația are punctaj 6 - 7 conform SR EN 693 - 1994. Carburile fine de Cr, Mo sunt distribuite uniform în masa de bază feritică. La limitele unor grăunți sunt identificate particule grobe, ce aglomerează mare parte din lungimea limitei. Există și limite ale grăunților puțin afectate de asemenea particule.

- în zonele influențate termic se identifică ferită, perlită, inclusiv ferită aciculară, cu carburi fine plasate interintragranular. Granulația are punctaj 5 - 6.

- în suduri este prezentă structura de turnare, conținând ferită, perlită, inclusiv ferită aciculară, cu carburi fine plasate inter-intradendritic.

În câmpurile analizate nu s-au identificat defecte de fabricație sau specifice (microfisuri).

Imaginea microstructurilor caracteristice este prezentată în figura 3.3.

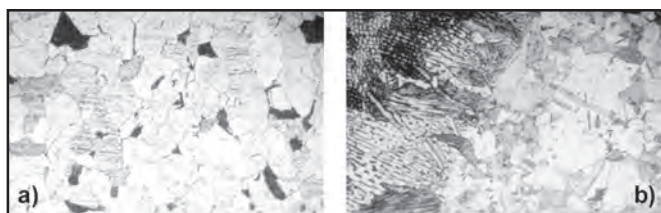


Figura 3.3. Microstructura în MB (a) și sudură (b).

Figure 3.3. Microstructure in EM (a) and weld (b)

Practica utilizării evidențiază grăunți de bainită neomogeni ca structură, densitate de răspândire a carburilor, formă și grad de dispersie. La examinarea profundă se constată că masa de bază a grăunților de bainită este saturată cu dislocații dispersate printre particulele de carburi.

În condiții reale când solicitarea mecanică și termică este de lungă durată, în structura oțelului se imprimă modificări semnificative. În grăunții de ferită are loc descompunerea în continuare a soluției solide suprasaturate cu formarea carburilor cu grad ridicat de dispersie.

La sporirea duratei de solicitare termică are loc creșterea particulelor de carburi în comparație cu starea inițială, dar chiar după cca. 20000 ore are loc încă modificarea gradului de

c. The microscopic analysis of the welded joint characteristic zones revealed the followings:

- in the base metals (BM) there are ferrite, globular pearlite and bainite structures. The grain size mark 6 - 7 is in compliance with SR EN 693-1994. The fine Cr, Mo carbides are uniformly distributed in the ferrite base.

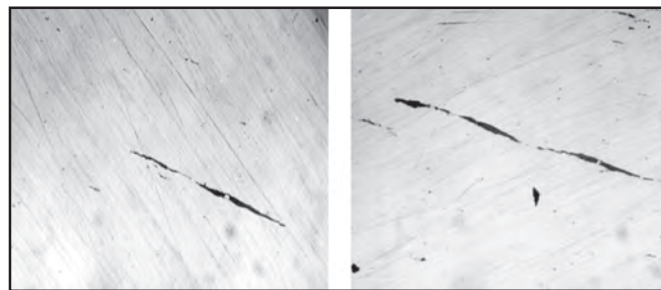


Figura 3.2. Aspectul incluziunilor nemetalice.

Proba M1 [Netacat, 100x]

Figure 3.2. Aspect of non-metallic inclusions.

Probe M1 [Not etched, 100x]

At the boundary of some grains coarse particles are identified, which concentrate great part of the limit length. There are also some little affected grain boundaries due to such type of particles.

- in the heat affected zones ferrite, pearlite and acicular ferrite inclusively are identified, with fine carbides interintragranularly placed. The grain has the mark 5 - 6.

- in welds the casting structure is present, it contains ferrite, pearlite, acicular ferrite, inclusively with fine carbides interintradendritic placed.

In the analysed fields no fabrication or specific defects (microcracks) were identified.

The image of characteristic microstructures is presented in figure 3.3.

The practice evinces non-homogenous bainite grains in structure, distribution density of carbides, shape and dispersion degree. A thorough examination reveals that the base mass of bainite grains is saturated with dispersed dislocations through the carbide particles.

In actual conditions when there is a long time mechanical and heat loading, in the steel structure there appear significant changes. In the ferrite grains the further decomposition of the oversaturated solid solution takes place with the formation of high degree dispersed carbides.

When then heat loading duration increases the carbide particles increases compared with the initial state, but exactly after about 20.000 hours their dispersion degree in the ferrite grains still happens. The ulterior separation of the carbide particles takes place in the preferential zone of the decomposition and is determined by the local fluctuations of the ferrite concentration. The process once started produces chemical non-homogeneities during the long time exploitation.

- d. The thickness of the decarburized layer is in the range 0.02-0.09 mm. From the influence on the material resistance point of view, the mentioned values represent a relative average value in the range 0.10 and 0.47% from the pipe wall thickness.

dispersie al acestora în grăunții de ferită. Separarea ulterioară a particulelor de carburi are loc în zonele preferențiale descompunerii și este determinată de fluctuațiile locale ale concentrației feritei. Procesul odată amorsat produce neomogenități chimice în timpul exploatarei îndelungate.

d. Grosimea stratului decarburat s-a situat între 0,02 și 0,09mm. Din punct de vedere al afectării rezistenței materialului, valorile menționate reprezintă o valoare medie relativă situată între 0,10 și 0,47% din grosimea peretelui țevii.

### 3.3. Încercări mecanice de scurtă durată

a. Rezultatele încercării de tracțiune pe epruvete transversale prelevate din materialul de baza evidențiază că limita convențională medie de curgere la temperatura ambiantă este de 241,66N/mm<sup>2</sup> față de 280N/mm<sup>2</sup> în standardul de oțel. Aceasta reprezintă 86,3% din valoarea de referință.

Rezistența la tracțiune se situează la 476N/mm<sup>2</sup>, în timp ce în standardul de oțel este prevăzut intervalul 450 - 600N/mm<sup>2</sup>. Această caracteristică experimentală se consideră satisfăcătoare.

Raportul efectiv dintre limita de curgere și rezistența la rupere la temperatura ambiantă este de 0,507, față de 0,533 pentru valorile de referință. Trebuie remarcat că oțelul are caracteristici de deformabilitate superioare celor din standardul de oțel cu toate că epruvetele au fost orientate transversal față de axa țevii.

Încercările efectuate la temperaturile de 520 și 535°C au evidențiat diminuarea caracteristicilor de rezistență, fără a afecta semnificativ caracteristicile de deformabilitate.

b. Rezultatele încercării la încovoire prin șoc a materialului de bază, sunt obținute pe epruvete cu creștătura orientată în direcția grosimii peretelui țevii.

b1. Rezultatele încercării pe epruvete Mesnager, transversale, la temperatura ambiantă, au condus la valori minime a rezilienței, peste referința din norma de livrare. De remarcat că între epruvetele prelevate din apropierea diametrului exterior, respectiv cel interior al conductei, nu există diferențe semnificative. Este de remarcat totodată dispersia redusă a rezultatelor obținute la temperatura ambiantă, ceea ce nu se mai regăsește în urma încercărilor la temperaturi ridicate.

Cu creșterea temperaturii de încercare la 520°C, respectiv 535°C se constată creșterea semnificativă a tenacității datorită prezenței constituenților ductili. Aceasta scoate în evidență capacitatea de oponentă a materialului de bază la amorsarea fisurilor.

b2. Investigațiile s-au extins cu epruvete orientate longitudinal, pentru încercarea la încovoire prin șoc cu creștătura în V, în sprijinul comparației cu zonele îmbinării sudate. Astfel, la temperatura ambiantă, în materialul de bază s-a obținut energia de rupere medie KV = 20J, cu o valoare minimă de 19J. Aceasta scoate în evidență sensibilitatea ridicată a materialului la efectul de încreștere. Diferențele între rezultate este nesemnificativă.

c. Rezultatele încercării de tracțiune, la temperatura ambiantă, pe epruvete din îmbinarea sudată evidențiază că rezistența la rupere de 460,5N/mm<sup>2</sup> este comparabilă cu a materialului de bază. Ruperea este localizată în materialul de bază, departe de ZIT, iar în secțiunea de rupere nu s-au identificat defecte de material.

d. Încercarea la îndoire laterală pe trei epruvete din îmbinarea sudată a condus la unghiul de 180° fără să fie identificată amorsarea unei fisuri. La o epruvetă s-a remarcat

### 3.3. Short time mechanical testing

a. The results of the tensile testing on cross specimens sampled from the base material show that the average conventional creep limit at the ambient temperature is 241.66N/mm<sup>2</sup> in the steel standard. This represents 86.3% from the reference value.

The tensile resistance is 476N/mm<sup>2</sup> while the steel standard stipulates the range 450 - 600N/mm<sup>2</sup>. This experimental characteristic is considered as satisfactory.

The effective ratio between the creep limit and the fracture resistance at the ambient temperature is 0.507 compared with 0.533 for the reference values. It must be noticed that the steel has superior deformability characteristics to those stipulated in the steel standard although the specimens were oriented transversally against the pipe axis.

Testing made at temperatures of 520 and 535°C evinced the reduction of the resistance characteristics, without significantly affecting the deformability characteristics.

b. The results of the impact bending testing of the base material are obtained on specimens having the notch oriented on the direction of the pipe wall thickness.

b1. The results of the Mesnager cross specimens testing at the ambient temperature led to minimum values of the toughness, over the reference in the delivery norm. It is to notice that between the specimens sampled next to the exterior diameter, the interior diameter of the pipeline, respectively, there are no significant differences. It is also to be noticed the reduced dispersion of the results obtained at the ambient temperature, which is not to be found any more following the testing at high temperatures. When the temperature increases up to 520°C and 535°C, respectively the significant increase of toughness is observed due to the presence of the ductile constituents. This underlines the base material capability to oppose to the crack initiation.

b.2. Investigations were extended on V notched longitudinally oriented specimens for the impact bending testing to compare them with the welded joint zones. So, at the ambient temperature, in the base material the average fracture energy KV = 20J was obtained with the minimum value of 19J. This underlines the high sensitivity of the material to the notch effect. Differences between results are not significant.

c. The results of the tensile testing, at the ambient temperature, on specimens sampled from the welded joint outlines the fact that the fracture resistance of 460.5N/mm<sup>2</sup> is comparable with that of the base material. The fracture is placed in the base material, away from the HAZ, and in the fracture section no material defect was identified.

d. The side bending testing on three specimens sampled from the welded joint led to the angle of 180° without identifying the initiation of a crack. A specimen was noted to have detachments between the deposited layers at 95° and no non-metallic inclusions were found.

e. The results of the impact bending test on cross specimens in the welded joints (T = 20°C). The notch is placed in the central zone of the deposited metal, in HAZ, respectively oriented on the direction of the pipe wall thickness. Specimens were placed in a plan situated on the exterior diameter, in a plan situated close to the interior diameter of the pipe, respectively (at the weld root). In this way, there was obtained information regarding the toughness in two representative

desprinderi între straturile depuse, la 95°, fără a se putea identifica incluziuni nemetalice.

e. Rezultatele încercării la încovoiere prin soc pe epruvete transversale pe îmbinarea sudată ( $T = 20^{\circ}\text{C}$ ). Crestătura este poziționată în zona centrală a metalului depus, respectiv în ZIT, orientată în direcția grosimii peretelui țevii. Epruvetele au fost poziționate într-un plan situat spre diametrul exterior, respectiv într-un plan situat în apropierea diametrului interior al țevii (la rădăcina sudurii). În acest mod s-au obținut informații privind tenacitatea în două zone reprezentative ale sudurii. Astfel, tenacitatea medie pe epruvetele cu crestătura în sudură situate în apropierea diametrului exterior a fost  $KV = 19\text{J}$ , (valori individuale  $17 \div 22\text{J}$ ). În apropierea diametrului interior al conductei energia de rupere este  $KV = 28\text{J}$ , (valori individuale  $18 \div 49\text{J}$ ).

Tenacitatea medie determinată în ZIT pe epruvete poziționate similar cazului anterior, a fost  $KV = 147\text{J}$  (spre diametrul exterior), respectiv  $KV = 83\text{J}$  (spre diametrul interior).

Se constată că valorile tenacității obținute în sudură sunt scăzute, dar comparabile cu ale metalului de bază. În ZIT s-a obținut tenacitate de cca. 4, respectiv 7 ori mai ridicată decât în metalul de bază. Deci, din punctul de vedere al tenacității determinată pe epruvete KV, metalul de bază și sudura au valori deosebit de scăzute, neîndeplinindu-se condițiile de valoare medie și de valori individuale minime admise. Situația se poate pune pe seama tehnologiei, când atenția a fost concentrată asupra tenacității ZIT-ului, date fiind problemele pe care le ridică oțelul analizat la sudare. Tratamentul termic

zones of the weld. So, the average toughness on specimens with notch in the weld situated close to the exterior diameter was  $KV = 19\text{J}$  (individual values  $17 \div 22\text{J}$ ). Close to the interior diameter of the pipeline the fracture energy is  $KV = 28\text{J}$  (individual values  $18 \div 49\text{J}$ ).

The average toughness determined in HAZ on specimens placed similarly to the anterior case was  $KV = 147\text{J}$  (to the exterior diameter)  $KV = 83\text{J}$ , respectively (to the interior diameter).

It is found out that the toughness values obtained in the weld are low, but comparable with that of the base materials. In HAZ the obtained toughness was about 4 and 7 times respectively higher than in the base metal. So, from the toughness point of view determined on KV specimens, the base metal and the weld have especially low values, the conditions of average value and minimum individual admissible values are not met. This situation is due to the technology, when the attention was focused on the HAZ toughness, given being the problems the analyzed steel arises during the welding process. The post welding heat treatment if applied was not efficient for the toughness of the characteristic zones.

f. The hardness test [HV 10] was performed following the track positioning scheme consecrated for welds. The maximum hardness differences between the characteristic zones are presented in table 3.2. The maximum hardness in the characteristic zones does not exceed the value of 206 HV10. This value was identified in the weld. The limit value of 350 HV10 is imposed by PT ISCIR CR 7. The maximum hardness

Tabelul 3.2/ Table 3.2

Marcajul probei/ Probe mark	Șirul/ Row	Diferența maximă de duritate/ Maximum hardness difference			
		ZIT1-MB1 HAZ1-BM1	ZIT1-SUD HAZ1-WELD	ZIT2-MB2 HAZ2-BM2	ZIT2-SUD HAZ2-WELD
M1	superior	68	-54	46	-32
	inferior	58	-1	32	-15
M2	superior	53	-36	65	-34
	inferior	46	-24	56	-15

post sudare, dacă a fost aplicat, nu a fost eficient pentru tenacitatea zonelor caracteristice.

f. Încercarea de duritate [HV10] s-a efectuat după schema de amplasare a urmelor consacrată sudurilor. Diferențele maxime de duritate între zonele caracteristice îmbinărilor sudate sunt prezentate în tabelul 3.2. Duritatea maximă în zonele caracteristice nu depășește valoarea de 206 HV10. Această valoare a fost identificată în sudură. Valoarea limită de 350 HV10 este impusă de PT ISCIR CR 7. Diferența maximă de duritate între zonele sudurilor are valoare de 68 HV10, fiind mult sub valoarea de 150 HV10 impusă de norma PT ISCIR CR 7 pentru oțeluri aliate sudabile.

Estimatorul  $\Delta\text{HB}$  pentru evaluarea atât a durificării locale (când  $\Delta\text{HB}$  are valori pozitive), cât și a îmbătrânirii locale (când  $\Delta\text{HB}$  are valori negative) se calculează cu relația:

$$\Delta\text{HB} = ((\text{HB}_{\max} - \text{HB}_{\min}) / \text{HB}_{\min}) \cdot 100 [\%]$$

în care:  $\text{HB}_{\max}$ ,  $\text{HB}_{\min}$  sunt duritatea maximă, respectiv minimă, în unități Brinell a zonei caracterizate la care se raportează durificarea sau îmbătrânirea locală.

difference between the weld zones is 68 HV10, much under the value of 150 HV10 imposed by the PT ISCIR CR 7 norm for weldable alloyed steels.

The  $\Delta\text{HB}$  estimator for the evaluation of the local hardness (when  $\Delta\text{HB}$  has positive value) as well as of the local aging (when  $\Delta\text{HB}$  has negative values) is calculated by the relation:

$$\Delta\text{HB} = ((\text{HB}_{\max} - \text{HB}_{\min}) / \text{HB}_{\min}) \cdot 100 [\%]$$

where:  $\text{HB}_{\max}$ ,  $\text{HB}_{\min}$  are the maximum and respectively the minimum hardness, in Brinell units of the characteristic zone to which the local hardness or the aging is reported.

The values of the  $\Delta\text{HB}$  estimator calculated on different characteristic zones of the welded samples M1 and M2 are presented in table 3.3.

It follows that the maximum local hardness is 51.88% for the M1 probe on the superior row I-I in the WELD zone. A similar situation is to be found for probe M2 (54.89%). At both probes the hardness values are higher for the superior row than for the inferior one. This can have non-favorable consequences on the material response during the transitory regimes.



Valorile estimatorului  $\Delta HB$  calculat pe diferite zone caracteristice ale probelor sudate M1 și M2 sunt cuprinse în tabelul 3.3.

Se deduce că durificarea locală maximă este de 51,88% pentru proba M1, pe șirul superior I-I în zona SUD. O situație similară se găsește la proba M2 (54,89%). La ambele probe

### 3.4. Results of the creep testing

The creep fracture testing was performed on specimens sampled tangentially from the pipe wall. The way the tests were made and the time up to the specimen fracture allowed the extrapolation of results for 10,000, 20,000 and 30,000 hours.

Tabelul 3.3/ Table 3.3

Direcția de cercetare/ Research direction	Estimatorul $\Delta HB$ [%] pentru/ $\Delta HB$ estimator for [%]:					
	SUD-ZIT1 WELD-HAZ1	SUD-ZIT2 WELD-HAZ2	SUD-MB1 WELD-BM1	SUD-MB2 WELD-BM2	ZIT1-MB1 HAZ1-BM1	ZIT2-MB2 HAZ2-BM2
M1: I-I șir superior/superior row	36,49	3,04	51,88	28,66	51,13	29,30
M1: II-II șir inferior/inferior row	5,95	8,67	36,23	26,17	42,03	21,48
M2: I-I șir superior/superior row	21,18	19,77	35,53	54,89	34,87	48,87
M2: II-II șir inferior/inferior row	13,56	8,06	34,90	45,65	31,29	40,58

examine valorile durificării sunt mai ridicate pentru șirul superior decât pentru cel inferior. Aceasta poate avea consecințe nefavorabile asupra răspunsului materialului pe durata regimurilor tranzitorii.

### 3.4. Rezultatele încercării la fluaj

Încercarea la rupere prin fluaj s-a efectuat pe epruvete prelevate tangențial din peretele țevii. Modul de efectuare a încercărilor și duratele până la ruperea epruvetelor au permis extrapolarea rezultatelor pentru durate de 10000, 20000 și 30000 ore. Extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj s-a efectuat cu metoda Larson Miller.

În figura 3.4. sunt prezentate curbele de bază pentru oțelul în stare de livrare, precum și valorile rezistenței tehnice de durată obținute prin extrapolare. În standardul materialului țevii este precizată rezistența tehnică de durată aferentă duratei de 100000 ore. Trebuie reținut că la data prelevării materialelor pentru investigare, țeava avea parcurse cca. 65800 ore de utilizare. Prin extrapolarea cu 30000 ore, se creează condițiile de comparație între valorile rezistenței tehnice de durată din norma de livrare a materialului și cele obținute prin extrapolare. În aceste condiții, se constată că la temperatura de 520°C rezistența tehnică de durată obținută prin extrapolare este situată la cca. 93% din valoarea de referință. Aceeași comparație la temperatura de 540°C a condus la valori experimentale cu cca. 6,7% mai mari decât cele de referință. Rezultatele trebuie analizate în contextul unei dispersii de cca. 20%, generate de metoda de extrapolare. Pentru durate lungi de solicitare, materialul dobândește valori favorabile pentru comportarea la fluaj. Cu toate acestea, datorită modificării comportării în timp a oțelului, pentru asigurarea utilizării eficiente a conductei în condiții de siguranță este necesară reconsiderarea parametrilor de lucru ai aburului.

## 4. Concluzii

4.1. Utilizarea oțelurilor cu conținut de elemente de aliere sub 5% pentru realizarea și exploatarea conductelor pentru

The results extrapolation for the creep testing was performed by the Larson Miller method.

Figure 3.4. presents the base curves for the as delivered steel, as well as the values of the duration technical resistance obtained by extrapolation. In the pipe material standard the duration technical resistance is stipulated for 100,000 hours.

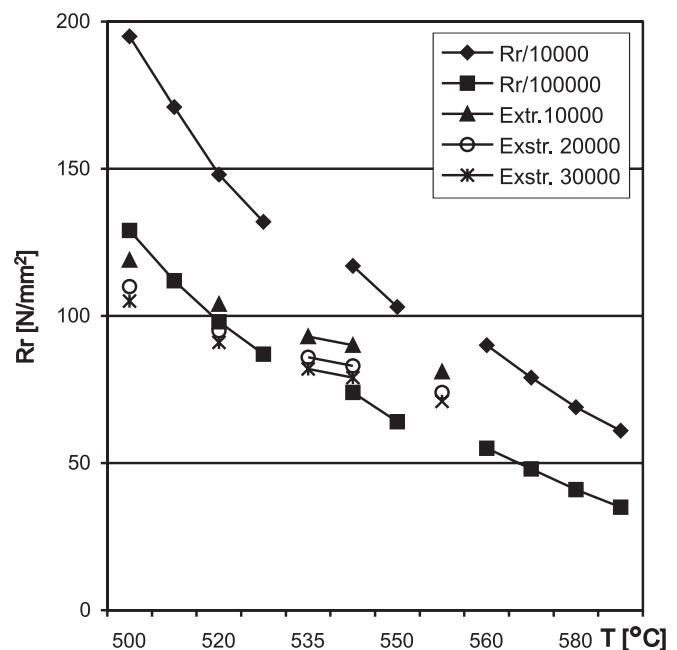


Figura 3.4. Curbele de bază, respectiv ale valorilor extrapolate ale oțelului 10CrMo10.

Figure 3.4. Base curves of the extrapolated values of the 10CrMo10 steel

It must be noted that the date the materials were sampled for investigations, the pipe worked for about 65,800 hours. By extrapolation with 30,000 hours, the comparison conditions are created for the duration technical resistance values in the delivery norm of the material, and those obtained by

transportul aburului în centralele termoelectrice este o practică larg cunoscută, ceea ce optimizează eficiența tehnică și economică a instalațiilor. În acest context se încadrează și oțelul 10CrMo10.

4.2. Compoziția chimică a materialului țevii se încadrează în limitele specifice pentru oțelul 10CrMo10, dar la conținutul în P este depășit nivelul prevăzut cu 0,017%.

4.3. Punctajul ridicat (peste 5) al conținutului de incluziuni din materialul de bază evidențiază gradul redus de puritate al oțelului. Microstructura ferito-perlitică granulară și cu bainită, are punctajul 6 - 7, conform SR EN 693. În interiorul și la limita grăunților sunt prezente carburi uniforme distribuite.

4.4. Zonele influențate termic conțin o microstructură granulară ferito-perlitică cu carburi fine plasate inter-intragranular. Structura dendritică din sudură este asociată de asemenea cu carburi fine plasate inter-intradendritic. Ferita este prezentă sub formă aciculară. În câmpurile examinate nu au fost identificate defecte de fabricație. Grosimea stratului decarburat este nesemnificativă (între 0,10 și 0,47% din grosimea peretelui țevii).

4.5. Pentru materialul de bază, limita de curgere la temperatura ambiantă se situează sub valoarea minimă impusă prin standardul oțelului 10CrMo10 (cca. 86,3%). În schimb, rezistența la rupere la temperatura ambiantă se situează în intervalul de acceptabilitate. Valorile caracteristicilor de deformabilitate sunt superioare celor din norma de livrare.

4.6. Încercarea la încovoire prin șoc pe epruvete cu creștătura în U, prelevate din materialul de bază pe direcție transversală a scos în evidență valori ale tenacității peste nivelele prevăzute în standardul oțelului. Se remarcă totodată o diferență semnificativă între valorile tenacității obținute pe epruvetele Mesnager și Charpy. Din încercarea epruvetelor cu creștătura în V s-au obținut valori individuale sub limita de acceptare. Deci, materialul analizat are capacitate de inhibare a amorsării fisurii, dar are o slabă capacitate de a se opune propagării fisurilor.

4.7. Îmbinarea sudată a pus în evidență valori corespunzătoare ale caracteristicilor de tracțiune. S-a evidențiat tenacitate sub limita de acceptabilitate a metalului de sudare. De remarcat că tenacitatea în ZIT are valori mai ridicate decât în metalul de sudare. Tehnologia de sudare inițială nu a avut în vedere apropierea caracteristicilor mecanice între zonele sudurii.

4.8. Duritatea HV10 este la nivele scăzute față de cele la care se pune problema unei durificări care să pericliteze din acest punct de vedere siguranța conductei analizată. Valorile estimatorului  $\Delta HB$  evidențiază că durificarea locală maximă este de 51,88% pentru proba M1, pe șirul superior I-I în zona SUD, respectiv de 54,89% la proba M2. Apreciem că ridicate valorile menționate, cu consecințe nefavorabile asupra răspunsului materialului pe durata regimurilor tranzitorii, respectiv a fluctuațiilor parametrilor aburului și ai agregatului termoelectric.

4.9. Condițiile de încercare la fluaj au fost corespunzătoare prelucrării și extrapolării rezultatelor, conform specificațiilor, apelând la metoda de extrapolare Larson Miller.

Prin extrapolarea cu 30000 ore, se creează condițiile de comparație între valorile rezistenței tehnice de durată din norma de livrare a materialului și cele obținute prin extrapolare. La temperatura de 520°C rezistența tehnică de durată obținută prin extrapolare este situată la cca. 93% din valoarea de

extrapolation. Under these circumstances, it is found out that at the temperature of 520°C the duration technical resistance obtained by extrapolation is situated at about 93% from the reference value. The same comparison at the temperature of 540°C led to the experimental values of 6.7% higher than the reference ones. Results have to be analyzed in the context of a dispersion of about 20% generated by the extrapolation method. For long time loading, the material gets favorable values for the creep behavior. Due to the changes of the steel in time behavior to assure the efficient and reliable exploitation of the pipeline it is necessary to reconsider the working parameters of the live steam.

## 4. Conclusions

4.1. The use of steels with allowing elements content under 5% to build and exploit the pipelines which transport the live steam in the thermoelectric stations is a well - known practice, a fact that optimizes the technical and economical efficiency of the installations. In this context ranges the 10CrMo10 steel, too.

4.2. The chemical composition of the material the pipe is made out of ranges in the specific limits of the 10CrMo10 steel, but as regards the P content the level is exceeded with 0.017%.

4.3. The high mark (over 5) of the inclusions in the base material evinces the reduced purity degree of the steel. The ferrite pearlitic granular microstructure with bainite, too has the mark 6 - 7 according to SR EN 693. In the interior and at the grain boundary there are uniformly distributed carbides.

4.4. The heat affected zones contain a granular ferritic-pearlitic microstructure with fine carbides inter-intragranularly placed. The dendrite structure in the weld is also associated with fine carbides placed inter-intradendritic. The ferrite is present under acicular form. In the examined field no fabrication defects were identified. The thickness of the decarburized layer is not significant (between 0.10 and 0.47% from the pipe wall thickness).

4.5. For the base material, the creep limit at the ambient temperature is situated under the minimum value imposed by the 10CrMo10 steel standard about 86.3%). But, the fracture resistance at the ambient temperature is situated in the acceptability interval. The values of deformability characteristics are superior to those in the delivery norm.

4.6. The impact-bending test on U notched specimens sampled from the base material on the cross direction evinced values of toughness over the levels stipulated in the steel standard. It is also noticed a significant difference between the toughness values obtained on the Mesnager and Charpy samples. The V notched samples testing led to individual values under the acceptability level. So, the analyzed material has the capacity to stop the crack initiation, but has a low capacity to oppose to the crack propagation.

4.7. The welded joint evinced corresponding values of tensile characteristics. Toughness was under the acceptability limit of the deposited material. It is to notice that the HAZ toughness has higher values than the deposited metal. The initial welding technology did not consider the fact that mechanical characteristics between the weld zones are close.

4.8. The HV10 hardness has low values as compared with those, which arise problem of hardness values, which can



referință. La temperatura de 540°C valorile experimentale sunt cu cca. 6,7% mai mari decât cele de referință.

4.10. Cumulând ansamblul de rezultate se poate considera că materialul de bază și îmbinările sudate aferente au înregistrat un grad normal de degradare pentru condițiile de utilizare parcuse. Este de remarcat și trebuie reținută neîndeplinirea condiției de rezistență la limita de curgere la temperatura ambiantă, tenacitatea pe epruvete KV în materialul de bază și în sudură, respectiv rezistența tehnică de durată pentru 65800 + 30000 ore la temperatura de 520°C. Toate acestea impun reanalizarea condițiilor de utilizare în continuare în condiții de siguranță a conductelor investigate, prin reconsiderarea parametrilor de lucru ai aburului. Susceptibilitatea la fisurare în materialul de bază și sudură este ridicată, ceea ce generează fiabilitate redusă în special în regimurile tranzitorii de utilizare.

## Bibliografie/ Bibliography

[1]. Liaw, P.K., Saxena, A.: Crack Propagation behaviour under Creep Conditions, International Journal of Fracture, vol. 54, 4, april., 1992, p. 329-343.

[2]. Fleșer, T.: Modificarea stării oțelurilor supuse solicitărilor termomecanice, Editura POLITEHNICA Timișoara, 2002, ISBN 973-625-005-9.

[3]. Tamaki, K. a.o.: Effect of SR treatment on creep – ductility of HAZ of 2,25 Cr1Mo and 1,25Cr05Mo steels, Doc. IIW. XI – 703 – 1999.

[4]. x x x: ASME N – 47 – 28: Case of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 1998.

[5]. x x x: BS 7910 – 2001: Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures.

damage the reliability of the analyzed pipeline. The value of the  $\Delta HB$  estimator shows that the maximum local hardness is 51.88% for the M1 probe, on the superior row in the WELD zone, and 54.89% respectively for the M2 probe. The mentioned above values are appreciated as being high with non favorable consequences on the material response on the duration of transitory regimes, respectively of the live steam parameters and thermoenergetic aggregate fluctuation.

4.9. The creep testing conditions correspond to the results processing and extrapolation according to specifications; the Larson-Miller method was used.

By extrapolation with 30,000 hours the comparison conditions for the duration technical resistance in the material delivery norm and those obtained by extrapolation are created. At the temperature of 520°C the experimental values are with about 6.7% higher than the reference ones.

4.10. Summing up the result assembly it can be considered that the base material and the afferent welded joints registered a normal degradation degree for the exploitation conditions. It is to be noticed and it must be retained that the creep limit resistance at the ambient temperature is not met, and also the KV toughness on specimens in the base material and in the weld, as well as the duration technical resistance for 65,800 + 30,000 hours at the temperature of 520°C. All these impose a re-analysis of the exploitation conditions to obtain the necessary reliability for the investigated pipelines by reconsidering the working parameters of the live steam. The cracking susceptibility in the base material and weld is high, a fact that generate reduced reliability especially in the transitory exploitation regimes.



**HANSA FLEX**  
Hydraulikschläuche

**FURTUNURI ȘI COMPONENTE HIDRAULICE**

**Reprezentant HANSA FLEX Hidraulic GmbH Bremen**

**VA OFERĂ GAMA COMPLETĂ DE CONECTICĂ HIDRAULICĂ:**

- Furtunuri hidraulice asamblate de joasă, medie și înaltă presiune, de absorbție și refulare.
- Furtunuri de termoplast pentru compresor, din teflon pentru instalațiile de spălare, pentru aproape toate aplicațiile, game de presiune și medii de lucru.
- Țeavă de precizie pentru instalațiile hidraulice (bunată, inox).
- Fitinguri și racorduri metalice pentru furtun și țeava.
- Adaptori și nipluri metalice.
- Protecții exterioare pentru furtunuri hidraulice.
- Aparatura de măsură și control pentru instalațiile hidraulice.
- Cuple rapide.
- Elemente de etanșare.
- Furtunuri industriale pentru industria alimentară și nealimentară.

Timișoara, Str. F. Mistral, nr.32-34, Tel./fax: 0256 / 246075; 246460; Mobil: 0744868402; 0745269559  
e-mail: hansaflextm@caro.ro; <http://www.hansa-flex.com>