

ODREĐIVANJE VREMENSKE ČVRSTOĆE POMOĆU MIKROSTRUKTURNIH PARAMETARA
NISKOLEGIRANIH ČELIKA IZLOŽENIH PUZANJU

Prvi deo

ESTIMATION OF LONG-TERM STRENGTH BY MICROSTRUCTURAL PARAMETERS OF
LOW-ALLOYED STEEL EXPOSED TO CREEP

First part

Originalni naučni rad / Original scientific paper

UDK /UDC: 620.169.1:669.15-194.2

Rad primljen / Paper received: 5.5.2003.

Adresa autora / Author's address:

Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Srbija & Crna Gora

Ključne reči

- Niskolegirani čelik
- Puzanje
- Vremenska čvrstoća
- Mikrostruktura

IZVOD

Prikazan je statistički regresioni model određivanja trajne čvrstoće materijala dugotrajno izloženog visokotemperaturnom puzanju pomoću parametara mikrostrukture. Parametri mikrostrukture su dobijeni na osnovu kinetičke teorije čvrstoće (model Žurkova). Integritet komponente se obično određuje procenom preostalog veka materijala, za nepromenjene radne uslove. Za računsku procenu preostalog veka ulazni podatak je čvrstoća puzanja materijala (vremenska čvrstoća) posle datog perioda eksploatacije. Čvrstoća puzanja se određuje statističkom obradom eksperimentalnih podataka, i ona se smanjuje sa vremenom eksploatacije zbog degradacije mikrostrukture. Zbog toga, potrebno je razviti pogodan statistički pristup na osnovu mikrostrukturnih parametara da bi se odredila promena čvrstoće puzanja u toku radnog veka. Ovaj pristup se zasniva na fizičkim pojavama koje prate procese degradacije mikrostrukture tokom puzanja. Međutim, primena statističkog regresionog modela nije bila uspešna, zbog velikog rasipanja eksperimentalnih rezultata za korelaciju promene čvrstoće puzanja i parametara mikrostrukture u toku vremena eksploatacije. U ovom radu je predložen novi pristup rešavanju problema, koji se javljaju kod regresionog modela.

POLAZNE OSNOVE

Brojne metode za ocenu preostalog veka materijala izloženog puzanju su dostupne, ali još uvek pouzdanost takve ocene u pogledu sigurnosti u radu, nije dovoljna. Metode procene preostalog veka, bazirane na merenju radnih parametara i pravilu udela radnog veka, nisu dovoljno tačne i daju pesimističku procenu zbog ograničenja u proceni ulaznih podataka. Kao primer se navodi možda najčešće korišćena Larson–Milerova metoda za procenu preostalog radnog veka, čija je prednost jednostavna primena, jer su potrebni samo rezultati merenja radnih parametara

Keywords

- Low-alloy steel
- Creep
- Long-term strength
- Microstructure

ABSTRACT

Statistical regression model for estimation of long-term strength of material exposed to the high-temperature creep using microstructure dependent parameters is presented. Microstructure parameters are obtained by kinetic theory of strength (Zurkov's model). Structural integrity of component is usually determined by estimation of material residual life, for unchanged service conditions. Input data for residual-life estimation is the creep strength of material (time dependent strength), after the given service period. Creep strength is determined by statistical treatment of experimental data, and it decreases during service time due to degradation of microstructure. Thus, the adequate statistical approach based on the microstructure dependent parameters has to be developed in order to estimate the creep strength changes during the service life. This approach is based on the physics, connected with the microstructure degradation processes during creep. Anyhow, the application of statistical regression model has not been successful, because of significant scatter of experimental results for the correlation of the creep strength changes and microstructure parameters during the service time. New approach to solve problems related to the regression model is proposed in this paper.

BACKGROUND

Numerous residual life assessment methods for material exposed to creep are available, but the reliability of these methods regarding service safety, is not sufficient. Residual life assessment methods, based on working parameters measurement and rule of partial service life, are not sufficiently exact and produce a pessimistic assessment due to limitations in input data evaluation. The example can be, probably most used Larson–Miller method for residual life assessment, with the advantage in simplicity, since only working parameters measurement results are necessary.

Međutim, ako se i zanemari činjenica da je to u isto vreme i nedostatak ove metode, jer su neophodna merenja u svakom trenutku eksploatacije, preostaje jednom mnogo važnije ograničenje koje je teško prevazići: vrednost koeficijenta c u formuli $LMP=20\log(c+T)$, koja je parametar materijala. Greška u proceni preostalog radnog veka, npr. ravnih deonica parovoda, zbog neadekvatne procene vrednosti koeficijenta c , meri se u godinama (reda 100 godina /1/). Prilikom pokušaja fizičke interpretacije ovakvog modela nastaje čitav niz problema. Ovim se ne kritikuje sama metoda, već je glavni akcent usmeren na ukazivanje nedostatata, koje je teško otkloniti zbog nepotpune fizičke interpretacije procesa koji opisuju parametarske metode, proizašle, pre svega iz mehanicističkog pristupa u objašnjavanju procesa puzanja.

Mechanicistički modeli, sa mnogo pojednostavljenja i ograničenja, uvedeni da bi se pojednostavio matematički postupak (softver) koji ih prati u praktičnoj primeni mnogo gube samim pojednostavljenima. Javljaju se greške koje izazivaju neprihvatljivo velika odstupanja od realnih vrednosti, ili zahtevaju tako veliki broj podataka merenja da ih je teško moguće sakupiti i obraditi. Ovo objašnjava zašto modeli koji su zasnovani na realnim fizičkim podlogama imaju prednost u odnosu na mehanicističke modele.

Jedan od osnovnih zaključaka je da većina teorijskih priloga nije praktično primenjena, čak iako su od akademskog značaja. Glavni razlozi za neuspeh teorijski zasnovanih priloga u primeni su:

- suviše pojednostavljen pristup;
- rezultati bazirani na relativno kratkotrajnim ispitivanjima, koji su prihvatljivi za objašnjenje osnovnih mehanizmima puzanja, ali stvarno daju malo ili nimalo indicija o dugovremenskim efektima puzanja;
- korišćenje termičkih obrada umnogome različitih od onih koje neizbežno moraju biti primenjene u praksi;
- generalno, objašnjavanje mehanizama puzanja je često bez internacionalne razmene podataka.

Osnovni pristup u ovom radu je određivanje čvrstoće materijala na osnovu kinetičke teorije čvrstoće, a elementarno dejstvo razaranja je definisano sa fizičkog aspekta. kao rezultat termofluktuacije atoma.

FIZIČKE OSNOVE KINETIČKE TEORIJE ČVRSTOĆE

Razlike u pristupu rešavanju problema čvrstoće imaju za posledicu razvoj različitih fenomenoloških modela, kao i tretiranja različitih karakteristika materijala kao relevantnih pokazatelja ove osobine čvrstih tela.

Statički pristup čvrstoći svodi se (sa čisto mehanicističke tačke gledišta) na određivanje neke "granične" vrednosti čvrstoće, koju potom treba povezati sa uslovima ispitivanja, stanjem i svojstvima materijala. Takve veličine su čvrstoća puzanja, napon tečenja, itd.

Kinetički pristup čvrstoći, koji je tretiran u ovom radu, razmatra problem razaranja kao realan proces koji se razvija tokom rada (proces akumulacije oštećenja). Međutim, takav kinetički proces nemoguće je definisati nekom "graničnom" vrednošću čvrstoće. Kinetički proces

However, if we even disregarded the fact, that this in the same time the disadvantage of this method since the measurement are necessary in each moment of service life, it remains one more important limitation that is hard to overcome: the value of coefficient c in formulae $LMP=20\log(c+T)$, which is material parameter. The error in residual life assessment, e.g. straight steamline sections, caused by inadequate evaluation of coefficient c value, is expressed in years (order of 100 years /1/). In an attempt of physics interpretation of such a model serie of problems appeared. This is not critics of the method, but the main accent is directed to point out lacks, which is hard to exclude due to incomplete physical interpretation of the processes, which describes parameter methods, resulted by mechanistical approach in interpretation of creep process.

Mechanicistical models, with many simplifications and limitations, introduced to simplify mathematical procedure (software) supporting them for practical application, loose a lot by these simplifying. The errors occurred that produce unacceptable great deviations from real values, or requiring so many measurement data which are very hard to collect and to process. This explains why the models based on real physical background are advantageous compared to mechanicistical models.

One of main conclusions is, however, that most of theoretical contributions have not been applied practically, even if they have academic significance. Main reasons why theoretically based contributions failed in application are:

- too simple approach;
- results based on relatively short-term tests, which are acceptable for explanation of basic creep mechanisms, but in practice they produce little or none indications for long-term creep effects;
- use of heat treatment substantially different from those inevitably used in practice;
- in general, explanation of creep mechanism often was without international exchange of data.

Basic approach in this paper is the determination of material strength based on kinetic strength theory, and elementary destruction act is defined from physical aspect as result of atom thermofluctuation.

PHYSICS OF THE KINETIC STRENGTH THEORY

Differences in approach strength problem solutions have as consequence development of numerous phenomenological models and also the consideration of different material properties as relevant index of this property of solids.

Static approach to strength (from the mechanistical point of view) is based on the determination of some "limit" value of strength, which has to be further related to the experimental conditions, state and material properties. These "critical" values are creep strength, yield stress, etc.

Kinetic approach to strength, which is treated in this paper, considers the rupture problem as real process, that occur during service (damage accumulation process). However, such kinetic process is not possible to define by some "limit" value. Kinetic process has to be defined by the

treba definisati brzinom razvoja procesa ili vremenom za koje svojim razvojem dovodi do razaranja /2/.

Na taj način, osobina koju je najjednostavnije eksperimentalno odrediti je vek čvrstog tela pod opterećenjem (τ), koji predstavlja vreme opstanka tela pod opterećenjem od početka njegovog dejstva do razaranja /3/. U inženjerskom smislu vreme do otkaza treba da je jednako eksploatacijskom veku materijala, koji je u stanju nepouzdanom za dalju eksploataciju (prema nekom kriterijumu), koje prethodi konačnom lomu. Vreme do loma se može smatrati vremenom tokom koga je materijal izložen opterećenju, mereno od početka njegovog dejstva do konačnog loma.

Osnovni izraz koji opisuje vreme do loma u funkciji temperature i napona /1/:

$$\tau_f = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right) \quad 1.$$

sadrži koeficijente koji određuju svojstva čvrstoće, odnosno dugotrajnost čvrstog tela: τ_0 - konstantu koja ima istu vrednost za sve materijale, jer ona zavisi od energije vibracije atoma, U_0 - konstantu koja je karakteristika materijala i ne zavisi od njegove mikrostrukture, jer ustvari predstavlja aktivacionu energiju za lom i γ - konstante koja zavisi od strukture materijala. Ova poslednja predstavlja koeficijent "predopterećenja", tj. definiše koncentraciju napona u nekim tačkama strukture (npr. uključci).

Fizički smisao izraza 1, koji predstavlja poznatu formulu Žurkova i koji pre svega važi za homogen sistem, je u tome da je razaranja posledica termičke fluktuacije jednog atoma kao događaja (u tome se ogleda kinetičnost ove teorije). Atom sa energijom koja je veća od uobičajene vrednosti energije bilo kog atoma, dostiže vrednost aktivacione energije razaranja U_0 , usled čega dolazi do razaranja susednih atomskih veza. Koeficijent γ predstavlja koeficijent prednaprežanja u mikrostrukтури koji na lokalnom nivou zavisi od mikrostrukturnih parametara, definiše koncentraciju napona na lokalnom nivou. Navedenim izrazom je opisan elementarni akt razaranja, čiji matematički oblik, odnosno eksponencijalni zakon (Arenijusov), pokazuje da se, u stvari, radi o verovatnoći događanja fluktuacije koja dovodi do elementarnog akta razaranja.

PROŠIRIVANJE JEDNAČINE KINETIČKE TEORIJE ČVRSTOĆE ZA SLUČAJ LEGURA

Da bi ocena vremena do loma imala fizički smisao za slučaj složenih sistema kao što su legure (u koje spadaju i toplotnoopostojani čelici), izraz 1. treba modifikovati korekcionim faktorima aktivacione energije razaranja i koeficijenta prednaprežanja koji će uzeti u obzir fizički smisao uticaja legiranja u odnosu na osnovu metala.

Određivanje koeficijenata iz izraza 1. statističkom obradom eksperimentalno dobijenih rezultata za različite naponsko-temperaturske uslove, garantuje njihovu objektivnu ocenu. Međutim, u slučaju složenih legura, ako nema korekcionih faktora za koeficijente U_0 i γ , vrednosti dobijene statističkom obradom često ne odgovaraju fizičkim

rate of process or by time for which such process will cause the rupture /2/.

In this way, the property which can be experimentally determined in easiest way is life of loaded solid body (τ), representing the time which body sustains under loading from the beginning of its application to the rupture /3/. In the engineering sence, time to failure has to be equal to the service life of the material, which is in the state not reliable for the further service (according to some criterion), preceding to final fracture. Time to rupture can be considered as the time during which material is exposed to load, measured from the beginning of its application to the final rupture

Basic expression which describes time to rupture as a function of temperature and stress /1/ is:

containing coefficients which determine strength, i.e. long-term life of solid body: τ_0 - constant with the same value for all materials because it depends on the atom vibration energy; U_0 - constant which is a material characteristic and do not depend on microstructure because actually represents activation energy for rupture; γ - the constant which depends on the material microstructure. The last one represents "pre-loading" coefficient, i.e. it defines stress concentration in some points in the structure (for ex. inclusions).

Physical sence of expression 1, which presents known Zurkov formula, valid primarily for homogenous system, is in that rupture is a consequence of thermal fluctuation of an atom as an event (that represents the kinetics of this theory). Atom with the energy higher than the energy usual value of everyone atom reaches the value of activation energy for rupture U_0 , causing the breaking of the links of neiboroughing atoms. Coefficient γ presents pre-loading coefficient in the microstructure, at the local level depended on microstructural parameters, which determines stress concentration on the local level. By given expression elementary rupture event is described, which mathematical form, e.g. exponential law (Arrhenius), show that in fact probability of fluctuation event is in question, producing an elementary rupture event.

EXTENSION OF KINETIC STRENGTH THEORY EQUATION TO THE CASE OF ALLOYS

In order to obtain physical sence of time to rupture for case of complex systems, as alloys (here heat-resistance steels also belongs to), the expression should be modified by correction factors for activation energy for rupture and pre-loading coefficient, which will taken into account physical sence of alloying regarding the base metal.

Determination of coefficient from expression 1. by statistics of experimentally obtained results for differeent stress- temperature conditions is a guaranty for their objective evaluation. However, in the case of complex alloys, if correction factors for coefficients U_0 i γ are missing, the values obtained by statistical approach frequently do not

konstantama osnovnog materijala koje odražavaju kinetičku koncepciju procesa razaranja, iz dva razloga /2-6/:

1. Kod više komponentnih legura javlja se uticaj legirajućih elemenata, parametara mikrostrukture i tipa sekundarnih faza na aktivacione parametre razaranja, ali i uticaj različitih mehanizama puzanja.
2. Sa statističkog aspekta se dešava da u okolini tačke sa minimalnom disperzijom postoji oblast njenih malih promena, tako da postoji mogućnost validnosti i drugih vrednosti traženih parametara (više značajnost). U tom slučaju optimalno rešenje je ono koje ima minimalnu disperziju.

Metallurški uticaj može se uzeti u obzir uvođenjem dopunskih koeficijenata u izraz 1. za vrednosti U_0 i γ . U zavisnosti od promena u hemijskom sastavu legure, ovi se koeficijenti umanjuju ili uvećavaju. Takođe treba i pre-eksponencijalnu konstantu zameniti sa $\tau_0 = A(T^2/\sigma^3)$, koja važi u slučaju difuzijskog puzanja /4/. Uzimajući u obzir sve navedene korekcije, jedn. 1. može da se napiše kao

$$\tau_f = AT^n \sigma^{-m} \exp \left(\frac{U_0 \pm \sum_{i=1}^n \Delta U_i - (\gamma \sigma \pm \sum_{i=1}^n \Delta \gamma_i \sigma)}{RT} \right) \quad 2.$$

gde su ΔU_i i $\Delta \gamma_i$ koeficijenti koji odražavaju promenu aktivacionih parametara razaranja. Treba još jednom istaći da određivanje dopunskih koeficijenata statističkom regresionom metodom mora da bude takvo da definisane vrednosti imaju potpuno jasan fizički smisao.

Određivanje konstanti u jedn. 2. je moguće regresionom analizom. Jednačina 2. se može koristiti za ocenu veka komponente samo ako su koeficijenti ΔU_i ; i $\Delta \gamma_i$ poznati i ako je potpuno razumljivo njihovo fizičko značenje. Njihovo fizičko značenje može biti diskutovano u pogledu znaka koeficijenta, tj. da li oni povećavaju ili smanjuju aktivacionu energiju razaranja. Regresiona analiza može da pomogne da se odredi znak ovih koeficijenata, ali samo potpuno razumevanje fizičkog značenja ovih koeficijenata može da potvrdi dobijene vrednosti.

Posle pripreme za regresionu analizu, izraz 2. je oblika:

$$\log \tau_f = \log A + n \log T - m \log \sigma + \log e \frac{U_0}{RT} \pm \log e \frac{\sum_{i=1}^n \Delta U_i}{RT} - \log e \left(\gamma \frac{\sigma}{RT} \pm \frac{\sum_{i=1}^n \Delta \gamma_i \sigma}{RT} \right) \quad 3.$$

koji posle uvođenja oznaka:

1. $a = \log A$;
2. $n = 2 / 4$;
3. $m = 3 / 4$;
4. $b = 0,4343 U_0 / R - (U_0 - \text{aktivaciona energija razaranja, za nelegirani metal i za čisto železo je } 504 \text{ KJ/mol, pa je koeficijent } b = 26058 \text{ K; } R - \text{ univerzalna gasna konstanta})$;
5. $b_i = 0,4343 \Delta U_i / R$; (ΔU_i - i-ti korekcionni koeficijent aktivacione energije);
6. $c = \gamma / R$; (γ - koeficijent prednapreznaja za nelegirani metal i za čisto železo $0,155 \text{ KJ/molMPa}$ /4/, pa je koeficijent $c \text{ } 8 \text{ K/MPa}$);

complan base material physical constants, that reflect kinetic conception of rupture process, for two reasons /2-6/:

1. In multy component alloys, there is the effect of alloying elements, microstructural parameters and secondary phases types, on activation rupture parameters, but also an effect of different creep mechanism.
2. In regard to statistical aspect it happens that close to the point with minimum dispersion exists an area of its own small changes, so that validity of other values of requested parameters is possible (multivalues). In such case optimal solution is that which contains minimum dispersion.

Metallurgy effect can be taken introducing additional coefficients in expression 1, for values U_0 and γ . Depending on changes in alloy chemical composition, these coefficients can be decreased or increased. Also, pre-exponential constant it has to be replaced by $\tau_0 = A(T^2/\sigma^3)$ which is valid in the case of diffusional creep /4/. Taking into account all mentioned correction, the Eq. 1. can be written as:

where ΔU_i i $\Delta \gamma_i$ are coefficients presenting change of activation rupture parameters. It is necessary to emphasise once more that determination of supplement coefficients by statistical regression method has to have complete clear physical meaning of defined values.

Determination of the constants in Eq. 2. is possible by regression analysis. Equation 2. can be used for life-time assessment of the component only if the coefficients ΔU_i ; and $\Delta \gamma_i$ are known and if their physical meaning is fully understood. Their physical meaning can be discussed in the sense of the sign of the coefficients, i.e. whether they increase or decrease activation energy for rupture. Regression analyses can help as to find the sign of these coefficients, but only clear understanding of the physical meaning of this coefficient can prove obtained values.

After preparing for regression analyses Eq. 2. is in form:

$$\log \tau_f = \log A + n \log T - m \log \sigma + \log e \frac{U_0}{RT} \pm \log e \frac{\sum_{i=1}^n \Delta U_i}{RT} - \log e \left(\gamma \frac{\sigma}{RT} \pm \frac{\sum_{i=1}^n \Delta \gamma_i \sigma}{RT} \right) \quad 3.$$

which after importing:

1. $a = \log A$;
2. $n = 2 / 4$;
3. $m = 3 / 4$;
4. $b = 0,4343 U_0 / R - (U_0 - \text{rupture activation energy, for unalloyed metal and pure iron is } 504 \text{ KJ/mol, and coefficient } b \text{ is } 26058 \text{ K; } R - \text{ universal gas costant})$;
5. $b_i = 0,4343 \Delta U_i / R$; (ΔU_i -i-th correction coefficient for activation energy);
6. $c = \gamma / R$; (γ - preloading coefficient for unalloyed metal and pure iron is $0,155 \text{ KJ/molMPa}$ /4/, and coefficient $c \text{ is } 8 \text{ K/MPa}$)

$7.c_i = \Delta\gamma_i/R$; ($\Delta\gamma_i$ - koeficijenti koji utiču na koeficijent prednaprezanja);
dobija sledeći oblik:

$$\log \tau_f = a + n \log T - m \log \sigma + \frac{b}{T} \pm \frac{\sum_{i=1}^n b_i}{T} - (c \frac{\sigma}{T} \pm \frac{\sum_{i=1}^n c_i \sigma}{T}) \quad 4.$$

Podaci iz literature se mogu "fiksirati", npr. aktivaciona energija razaranja ($U_o=504\text{KJ/mol}$) i koeficijent predaprezanja čistog železa ($\gamma=0,155\text{KJ/molMPa}$).

Odgovarajući koeficijenti za čisto železo su $b = 26\ 058\text{K}$ i $c = 8\text{K/MPa}$. Međutim, važno je naglasiti da eksperimentalni podaci za regresiju moraju da zadovolje određene uslove da bi rezultat imao fizički smisao. To znači da za određeni objekt ispitivanja mogu da se nedvosmisleno odvoje glavni parametri, koji utiču na aktivacione parametre razaranja, od sporednih parametara. U suprotnom, previše faktora za regresionu analizu će dati nestabilan rezultat, pa koeficijenti regresije neće imati zahtevani fizički smisao.

Da bi se smanjio broj koeficijenata, koje treba odrediti regresionom analizom, potrebno je neke od koeficijenata iz jedn. 4. smatrati konstantnom veličinom. Oni se mogu naći u literaturi ili dobiti specijalnim eksperimentima.

MODEL VREMENSKE ČVRSTOĆE Cr-Mo-V ČELIKA PREMA KINETIČKOJ TEORIJI ČVRSTOĆE

Brojni eksperimentalni rezultati su pokazali da sledeći parametri mikrostrukture imaju veliki uticaj na lom Cr-Mo-V čelika /7/:

1. Sadržaj molibdena i hroma (Cr+Mo, %) u osnovi u datom trenutku. Poznato je iz literature /2,7,8/ kakva je uloga rastvorenih atoma legirajućih elemenata u čvrstom rastvoru, pre svega Mo i Cr. Tokom vremena, odnosno nakon dugotrajne eksploatacije ovi elementi iz čvrstog rastvora prelaze u karbidnu fazu /2/, pa preostali sadržaj njihovih atoma u čvrstom rastvoru je dobar pokazatelj stepena degradacije u toku procesa puzanja /2,7/. Međutim, sa aspekta kinetičke teorije čvrstoće, odn. međuatomskih veza, njihova uloga može da se sagleda kroz promenu aktivacione energije razaranja. Legiranjem osnovne dolazi do promene aktivacione energije razaranja /2,7/ pa je neophodno uzeti u obzir ovaj uticaj preko faktora korekcije aktivacione energije razaranja, ΔU_i . Te promene se ogledaju u povećanju međuatomskih rastojanja, što za posledicu ima smanjenje vrednosti energije sublimacije, kojom se, po kinetičkoj teoriji čvrstoće, aproksimira aktivaciona energija razaranja, kao i smanjenje same aktivacione energije razaranja. Sadržaj ostalih legirajućih elemenata se ne odražava na ovaj parametar, pošto su izdvojeni u vidu različitih faza (kao što je slučaj sa Mn, uglavnom se nalazi u vidu sulfida a samo 10% od ukupnog njegovog sadržaja ulazi u sastav složenih karbida /8/), Ugljenik, kao neophodni element za obrazovanje karbidne faze, najvećim delom vremenom, takođe, prelazi u karbidnu fazu, ukoliko i pre toga nije bio vezan u karbidu železa.

2.. Zapreminski udeo karbidne faze. Promene u sadržaju i morfologiji karbidne faze zbog degradacije materijala u

$7.c_i = \Delta\gamma_i/R$; ($\Delta\gamma_i$ - coefficients which have influence on preloading coefficient);
obtains following form:

$$\log \tau_f = a + n \log T - m \log \sigma + \frac{b}{T} \pm \frac{\sum_{i=1}^n b_i}{T} - (c \frac{\sigma}{T} \pm \frac{\sum_{i=1}^n c_i \sigma}{T}) \quad 4.$$

Data from references can be "fixed", rupture activation energy ($U_o=504\text{KJ/mol}$) and preloading coefficient for pure iron ($\gamma=0,155\text{KJ/molMPa}$).

Corresponding coefficients for pure iron are $b = 26\ 058\text{K}$ and $c = 8\text{K/MPa}$. Anyhow, it is important to note that experimental data for regression must satisfy certain conditions in order to get the physical meaning of results. It means that for particular object of investigation it is possible to distinguish main parameters, which affect rupture activation energy, from minor parameters. In contrary, to many factors in regression analyses will give unstable result, and regression coefficients will not have required physical meaning.

In order to reduce the number of coefficients, which has to be determined by regression analysis, it is necessary to take some of coefficients in Eq. 4. as constant value. They can be found in references or obtained in the special experiments.

THE LONG-TERM STRENGTH MODEL OF Cr-Mo-V STEELS BASED ON KINETIC STRENGTH THEORY

Numerous experimental results prove that the following microstructural parameters have a strong influence on the rupture of CrMoV steels /7/:

1. The chromium and molybdenum content (Cr+Mo, %) in matrix in given instant. It is well known from references /2,7,8/ what is the role of alloying elements atoms soluted in solid solution, primarily Mo and Cr. During the time, after long term service these elements move from solid solution to a carbide phase /2/ and therefore the amount of their atoms which remain in solid solution is good indicator of the degradation stage during creep process /2,7/. Anyhow, according to the kinetic strength theory, e.g. interatomic bounds, their role can be recognized in change of rupture activation energy. By matrix alloying rupture activation energy will be changed /2,7/, so, it is necessary to take into consideration this effect through correction factor of rupture activation energy, ΔU_i . These changes are expressed in increasing interatomic spacing, with the consequence of reduced sublimation energy value, by which, according to kinetic strength theory, rupture activation energy is approximated, as well as the reduction of rupture activation energy itself. The content of other alloying elements does not affect this parameter, since they are derived in the form of different phases (as it is the case with Mn, mostly in the sulfide form, and only 10% of its total amount enter in complex carbides content /8/). Carbon, as necessary element for carbide phase formation, during time mostly also enters into carbide phase if even before was not contained in iron carbide.

2. Volume content of carbides phase. The changes in amount and morphology of carbide phase due to material

procesu puzanja predstavljaju osnovni pokazatelj, koji je i najlakše pratiti /4-6,8/. Pokazano je da se čestice karbidne faze, kako one koje se nalaze u materijalu još iz procesa fabricacije, tako i one novonastale tokom procesa puzanja, uvećavaju tokom vremena njihovim rastom ili spajanjem, a zatim se talože na granicama zrna verovatno zbog rastvaranja i osiromašenja u legirajućim elementima. Kada se dostigne ravnotežno stanje između sadržaja legirajućih elemenata koji ostaju rastvoreni (zanemarljiva količina atoma koja se neće izdvojiti) i izdvojene karbidne faze, veličina čestica karbidne faze će se menjati samo na račun manjih, već izdvojenih čestica. U tim uslovima, nakon završetka prelaska iz osnovne u karbidnu fazu, zapreminski udeo karbidne faze ostaje nepromenjen. Svojim izdvajanjem iz čvrstog rastvora teže da osnovu vrata u stanje koje je bliže čistom metalu, sa manjim međuatomskim rastojanjima, čime utiču na povećanje aktivacione energije razaranja. Sa ovog aspekta neophodno je uvrstiti u jednačinu kinetičke teorije čvrstoće korekcionni faktor aktivacione energije razaranja, ΔU_2 , kojim će se opisati ova pojava.

Uticaji sadržaja Mo i Cr u osnovi i veličine čestica karbidne faze predstavlja pokazatelj koji govori o promeni međuatomskih rastojanja; međutim korelacija između ove dve veličine još uvek nije precizno utvrđena. Neophodno je da se one u jednačinu uvrste kao nezavisne veličine. iako opisuju iste efekte na aktivacionu energiju razaranja.

3. Veličina subzrna. Prema podacima iz literature /6,9/ oštećenja tipa pora, kao i početno razaranje, obično se javljaju na granicama subzrna i na granicama zrna na kojima su se izdvojile tvrde čestice sekundarne faze. Granica subzrna, sazdana od dislokacione mreže, sama po sebi predstavlja područje lokalne koncentracije napona /7/. Prema kinetičkoj teoriji čvrstoće, područje lokalne koncentracije napona predstavlja mesto na kome će sa najvećom verovatnoćom doći početka razaranja. Lokalno preopterećenje zbog koncentracije napona treba obuhvatiti koeficijentom nelegirane matrice γ ($\Delta\gamma_1$) u jedn. 4. Kako je verovatnoća razaranja uvećana na granicama subzrna, dolazi do povećanja koeficijenta prenaprežanja čiste osnovne. Tokom dugotrajnog puzanja procesom oporavljanja dislokaciona substruktura nestaje, dislokacije se preraspodeljuju i veličina subzrna raste /7/, pa od takve strukture nastaje rekristalizovana struktura bez osnovne substrukture što utiče na koeficijent lokalnog prenaprežanja.

4. Rastojanje između čestica sekundarne faze. Promena disperznosti čestica druge faze sa vremenom je takođe dokazana, jer dolazi do ukupnjavanja čestica karbidne faze i smanjene verovatnoće zaustavljanja dislokacija, a time i verovatnoće naponskih polja povećanog intenziteta. Sa ovog aspekta povećanje srednjeg međučestičnog rastojanja direktno utiče na broj mesta lokalnog prenaprežanja i umanjuje koeficijent lokalnog prenaprežanja čiste osnovne γ za veličinu $\Delta\gamma_2$ (iako dovoljno velike čestice sekundarne faze mogu da zaustave veliki broj dislokacija, broj mesta koncentracije naprežanja ima većeg uticaja na mogućnost pojavljivanja razaranja /5-10/).

Pored navedenih uticajnih faktora postoje i mnogi drugi koji doprinose ojačavanju, odnosno koji utiču na vreme do loma /7/. Međutim, njihov doprinos za praćenje kinetike

degradation in creep process present the basic parameter, which can followed in easiest way /4-6,8/. It is shown that carbide phase particles, existing in material from manufacturing process, as well as those developed in creep process, are increasing during time by their growth or coalescence and then precipitated at grain boundaries probably due to dissolution and migration of alloying elements. In the equilibrium state between content of dissolved alloying elements (negligible amount of atoms which are not dissolved) and precipitated carbide phase, the size of carbide phase particles will be changed only on the account of smaller, already precipitated particles. In this condition, after finished migration from matrix to carbide phase, volume entail of carbide phase stay unchanged. By derivation from solid solution tend to return matrix into the state closer to pure metal, with smaller interatomic distance, thus affecting on rupture activation energy increase. From this aspect it is necessary to introduce into kinetic strength theory equations correction factor for rupture activation energy, ΔU_2 , describing this phenomenon.

The effect of Mo and Cr content in matrix and carbide phase size present the indicator of changes in interatomic space in material, but no precise correlation between these two values is not established yet. It is necessary to involve them in equation as independent values, although they describe same effects on the rupture activation energy.

3. Subgrain size. According to the literature data /6,9/, cavities type of damage, and also the initial ruptures usually occur at the subgrain boundaries as well as on grain boundaries with participated hard secondary phase particles. Subgrain boundaries, consisting of dislocation network, present the region of local stress concentration /7/. According to kinetic strength theory, the region of local stress concentration present the site with the highest probability for rupture initiation. Local preloading caused by stresses concentration have to be considered by preload coefficient of nonalloy matrix γ ($\Delta\gamma_1$) in Eq. 4. Since the probability of rupture is increased on subgrain boundaries, overstressing coefficient of pure matrix will be increased. During the long time creep, as a result of recovering process dislocation substructure disappeared, dislocations rearranged and subgrains size growth /7/, and of this structure recrystallized structure is formed, but without base substructure, affecting coefficient of local overstressing.

4. Interparticle spacing of secondary phase. Changes in dispersion of secondary phase particles with the time is also peoved, because coarsing of carbide phase particles occur and reduced probability of dislocation barrier, and also of probability of stress fields of increased intensity. In this aspect the increase of average interparticles distance directly affects the number of local overstressing and reduces coefficient of local overstressing of pure matrix for the value $\Delta\gamma_2$ (although sufficiently large second phase particles can be the barrier for significant number of dislocations, the number of stress concentration places has more important influence of rupture probability /5-10/).

Appart from noted influence factors there are many other factors contributing to strenghtening and affecting time to rupture /7/. Anyhow, their contribution to suite the kinetic

promena u materijalu tokom puzanja je zanemarljiv, ili nije dovoljno istražen sa aspekta kinetičke teorije čvrstoće, pa s toga nije razmatran. Sa tačke gledišta regresionog modela je interesantno istaći da je neophodno izabrati najuticajnije pokazatelje da bi se model sveo na što manji broj nepoznatih i da bi se umanjila njegova neodređenost.

PRIMER VERIFIKACIJE JEDNAČINE KINETIČKE TEORIJE ČVRSTOĆE ZA SLOŽENI SISTEM

Jednačine kinetičke teorije čvrstoće (jedm. 4) za složeni višefazni sistem je moguće verifikovati na osnovu dobro odabranih ulaznih podataka koji će kao rezultat dati preostalo vreme da loma i poređenja dobijenog rezultata sa proverenim podacima iz prakse.

Kao veoma značajan, niskolegirani CrMoV čelik, ugrađen u brojne komponente termoelektričnih postrojenja, je izabran za verifikaciju modela, jer za njega postoji dovoljan broj podataka za različite uslove rada i vreme eksploatacije. Podaci potrebni o ovom čeliku za verifikaciju modela preuzeti su iz literature, a odnose se na sveobuhvatna ispitivanja preostalog radnog veka i vremena do loma /11-17/, tab. 1. U istoj tabeli su dati i podaci dobijeni proračunom prema jedn. 4.

Izabran je beinitni Cr-Mo-V čelik za primenu na visokim temperaturama, sa maksimalnim sadržajem Cr do 1,25%, Mo do 1,25% i V do 0,30%. Korišćeni su eksperimentalni rezultati za vreme do loma, dobijeni za različite napone, i upoređeni sa podacima za vreme do loma, dobijenim na osnovu predloženog modela koji uključuje uticaj mikrostrukturnih parametara. Saglasnost podataka o eksperimentalno određenom preostalom veku, preuzetim iz literature i dobijenih proračunom prema jedn. 4, je izuzetno visoka, što se može utvrditi poređenjem podataka iz dve poslednje kolone u tab. 1.

Tabela 1. Parametri i podaci o vremenu do loma dobijeni eksperimentalno i prema regresionom modelu za čelik 1Cr 1Mo 0,25V
Table 1 - Parameters and data for time to rupture obtained experimentally and according to regression model for 1Cr1Mo0,25V steel

	Vremenska čvrstoća, σ_v	Temperatura, T	Vreme do loma, τ_{fi} (eksperimentalni rezultati)	Vreme do loma, τ_{fi} (prema regresionom modelu)
	Long time strenght, σ_v	Temperature, T	Time to rupture, τ_{fi} (experimental results)	Time to rupture, τ_{fi} (according to regression model)
	MPa	K	h	h
1.	170	848	9525	10457.91
2.	150	848	9525	6056.16
3.	150	848	14570	17709.13
4.	137	848	21850	19052.45
5.	125	848	9525	11209.60
6.	125	848	14570	20398.11
7.	125	848	21850	20304.39
8.	125	848	33180	19301.45
9.	113	848	21850	24733.88
10.	113	848	46158	41619.06
11.	100	848	9525	14627.46
12.	100	848	21850	26434.38
13.	100	848	33180	25186.57
14.	100	848	48158	31854.37
15.	100	848	53000	76589.47
16.	100	848	80040	89777.82

changes in material is neglecting or is not sufficiently expressed from kinetic strength theory aspect, and for that is disregarded. From regression model point of view it is important to notice that it is necessary to choose the most influencing factors in order to reduce unknown values number and its indetermination level.

VERIFICATION EXAMPLE OF KINETIC STRENGTH THEORY EQUATION FOR COMPLEX SYSTEM

Kinetic strength theory equation (Eq. 4), for complex multiphase systems is possible to verify on the bases of properly chosen input data, which will produce as a result residual life time to rupture and comparison of obtained results with verified data from service.

As very important, low alloyed CrMoV steel, applied in numerous thermoelectrical plant components, has been selected model verification, because for it exists sufficient number of data for different operating conditions and service times. The data for this steel, requested for model verification are taken from references, and they are related to all-inclusive residual life testing and time to rupture /11-17/, Tab. 1. In the same Table the results of calculation according to Eq. 4. are also presented.

Beinitic Cr-Mo-V steel for high temperature application, with maximum content of Cr to 1,25%, Mo to 1,25% and V to 0,3% is selected. Experimental results for data for time to rupture, obtained for different stresses are used, and compared to the data for time to rupture, obtained based on proposed model, which includes the effect of microstructural parameters. The agreement of data about experimentally determined residual life time, taken for references, and those obtained by calculation according Eq. 4, is very high, that can be confirmed by comparison of data from two last columns in Tab 1.

ZAKLJUČAK

U cilju primene izloženog modela u inženjerskoj praksi neophodno je zadovoljiti sledeće:

1. Izabrati modela kojim se najpreciznije opisuje fizička osnova mehanizama razaranja u uslovima puzanja.
2. Tačno definisanje opsega napona i temperature u kome se određuje vremenska čvrstoća, čime je definisan i dominantni mehanizam razaranja. Ovaj aspekt je izuzetno važan za dobijanje verodostojnih podataka, odnosno podataka što približnijih realnim uslovima.
3. Eksperimentalna procedura za ustanovljavanje modela za određeni tip čelika mora da bude sprovedena tako da uz minimalna ispitivanja daje sve potrebne podatke za postizanje što tačnijih vrednosti koeficijenata u matematičkom modelu.

Ukoliko su sva tri navedena zahteva ispunjena, matematički model u koji su uneti eksplicitno određeni i kvantifikovani mikrostrukturni parametri, ukazuju na to da vremenska čvrstoća CrMoV čelika može da se oceni sa tačnošću $\pm 15\%$, tab. 1. Svi potrebni mikrostrukturni parametri, za jednom ustanovljen model, se mogu lako dobiti metodom replika na realnoj komponenti i optičkom mikroskopijom, uz minimalne troškove i bez tehničkih problema.

Iako u literaturi prikazani slični modeli zasnovani na modelu Žurkova, svi su uglavnom formirani za relativno jednostavne metalne sisteme, kao što su čisti metali, homogeni čvrsti rastvori ili superlegure (čvrsti rastvor sa dobro definisanim česticama).

Doprinos ovoga rada je u tome što obrađuje veoma kompleksan sistem, kao što je čelik za visoke temperature, koji je tokom vremena podložan još uvek nedovoljno proučenim strukturnim promenama.

LITERATURA – REFERENCES

1. V. Šijački Žeravčić i saradnici, Ograničenja primene Larson – Miler parametra za određivanje preostalog radnog veka komponenata izloženih dugotrajnom visokotemperaturnom puzanju, ENYU 99, 236-242, 1999.
2. В.Р.Регель, А.И.Слущер, Э.А.Томашевский, Кинетическая природа прочности твердых тел, "Наука", Москва, 1974.
3. Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И., Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования, Энергоатомиздат, Москва, 1994., с. 120.
4. V.I.Kumanin, L.A.Kovaleva, C.B.Alekseev, Dolgovečnost metalla v uslovijah polzučesti, Metallurgija, Moskva, 1988.
5. J.Čadek, Creep kovovych materialu, Mir, Moskva, 1987.
6. Ю. Ф. Бургаев, В. А. Острейковский, Статический анализ надежности обектов ро ограниченной информации, Москва энергоатомиздат, 1995
7. G.Bakić, Statistički pristup u proceni preostalog radnog veka niskougljeničnih niskolegiranih Cr-Mo-V čelika, Magistarski rad, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, 2000.
8. J. D. Baird et al.: Strengthening mechanisms, Metal Science, 3 (208-216) 1973.

CONCLUSIONS

In order to apply the described model in engineering practice, following conditions have to be satisfied:

1. Model which truly describe the basic physic of the particular phenomenon, in this case creep, has to be chosen.
2. Exact definition of the temperatures and stresses range in which the long-time strength is determined, defining also dominant rupture mechanism. This aspect is particularly important for obtaining of valid data, e.g. the data as much as close to the real service conditions.
3. Experimental procedure for establishing the model for determined steel type must be performed in way to obtain all data required for achievement mostly exact values of coefficients in mathematical model applying minimum testing.

If all these three conditions are satisfied, mathematical model in which the explicitly determined and quantified microstructural parameters are involved, shows that long-term strength of CrMoV steels can be assessed with accuracy $\pm 15\%$, Tab.1. All microstructural parameter necessary, for once established model, can be easily obtained by replica-method on a real component and light microscopy, with minimum expenses and no technical problems.

Although many similar models based on Zurkov's model are reported in references, all of them are formed for relatively simple metallic systems like pure metals, homogeious solid solutions or superalloys (solid solution and well defined particles).

The contribution of this paper is in that it considers very complex system, as it is the steel for high temperature, which is during time prone to structural changes, stil yet not sufficiently studied.

9. C. M. Sellars, Structural stability during high – temperature creep, Acta Met., 1967
10. V. I. Kumanin, L. A. Kovaleva, Vlijanije strukturi na razvitije razrušenija pri polzučesti, Sb.nauč. tr./CNIČM/, Nauka, Moskva, 1984
11. Cane B.J., Tonswnnd R.D., Proc. Seminar on Flow and fracture on elevatid Temperatures, ed. R. Raj, Philadelphia, Penn. USA, 1983
12. B. J. Cane and R. D. Townsend, Prediction of Remaining Life in Low – Alloy Steels, Flow and Fracture at Elevated Temperatures, 1983, p 279 – 315
13. W. Beare, Cavities and Cracks in Creep and Fatigue, edited by J. Gittus, Appl. Sci. Publishers, 1981, p 1 – 58.
14. Y. N. Rabotnov, Creep Problems in Structural Menbars, North Holland, Amsterdam, 1969.
15. G. D. Pigrova, Y. M. Sedov and Y. I. Archakov, Carbide transformations in Cr – Mo steels during long – term ageing and service, Materials Ageing and Component Life Extension, Vol I, 1995.
16. T. Goto, Y. Kadoya, N. Haruki and T. Ikuno, A study on softening and cavity evolution during creep of Cr – Mo – V steel, Materials Ageing and Component Life Extension, Vol I, 1995.